



日本特許庁
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されて
いる事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed
with this Office

出願年月日
Date of Application:

2000年 1月25日

出願番号
Application Number:

特願2000-016333

[ST.10/C]:

[J P 2000-016333]

出願人
Applicant(s):

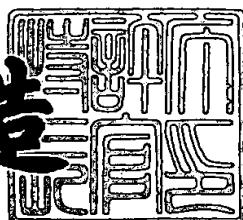
アルプス電気株式会社

RECEIVED
MAY 22 2002
TC 1700

2002年 3月19日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

及川耕造



出証番号 出証特2002-3018831

【書類名】 特許願
【整理番号】 J79588B1
【提出日】 平成12年 1月25日
【あて先】 特許庁長官 殿
【国際特許分類】 G11B 5/39
【発明の名称】 スピナバルブ型薄膜磁気素子及び薄膜磁気ヘッド及びスピナバルブ型薄膜磁気素子の製造方法
【請求項の数】 15
【発明者】
【住所又は居所】 東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプス電気株式会社内
【氏名】 長谷川 直也
【特許出願人】
【識別番号】 000010098
【氏名又は名称】 アルプス電気株式会社
【代理人】
【識別番号】 100064908
【弁理士】
【氏名又は名称】 志賀 正武
【選任した代理人】
【識別番号】 100108578
【弁理士】
【氏名又は名称】 高橋 詔男
【選任した代理人】
【識別番号】 100089037
【弁理士】
【氏名又は名称】 渡邊 隆
【選任した代理人】
【識別番号】 100101465

【弁理士】

【氏名又は名称】 青山 正和

【選任した代理人】

【識別番号】 100094400

【弁理士】

【氏名又は名称】 鈴木 三義

【選任した代理人】

【識別番号】 100107836

【弁理士】

【氏名又は名称】 西 和哉

【選任した代理人】

【識別番号】 100108453

【弁理士】

【氏名又は名称】 村山 靖彦

【先の出願に基づく優先権主張】

【出願番号】 平成11年特許願第157131号

【出願日】 平成11年 6月 3日

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 008707

【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 図面 1

【物件名】 要約書 1

【包括委任状番号】 9704956

【プルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 スピンバルブ型薄膜磁気素子及び薄膜磁気ヘッド及びスピンドル型薄膜磁気素子の製造方法

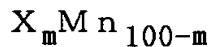
【特許請求の範囲】

【請求項1】 反強磁性層と、前記反強磁性層に接して形成され、前記反強磁性層との交換異方性磁界により磁化方向が固定される固定磁性層と、前記固定磁性層の上に非磁性導電層を介して形成されたフリー磁性層と、前記フリー磁性層の上にトラック幅に相当する間隔を開けて配置された軟磁性層と、前記軟磁性層の上に形成され、前記フリー磁性層の磁化方向を前記固定磁性層の磁化方向に對して交差する方向に揃えるバイアス層と、前記フリー磁性層に検出電流を与える導電層とを基板上に有するスピンドル型薄膜磁気素子であり、

前記反強磁性層および前記バイアス層は、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金からなることを特徴とするスピンドル型薄膜磁気素子。

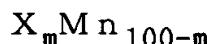
【請求項2】 前記固定磁性層と前記フリー磁性層の少なくとも一方が、非磁性中間層を介して2つに分断され、分断された層どうしで磁化の向きが180度異なるフェリ磁性状態とされたことを特徴とする請求項1記載のスピンドル型薄膜磁気素子。

【請求項3】 前記反強磁性層は、下記の組成式からなる合金であることを特徴とする請求項1ないし請求項2記載のスピンドル型薄膜磁気素子。



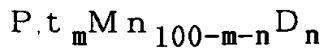
但し、Xは、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmは、48原子%≤m≤60原子%である。

【請求項4】 前記バイアス層は、下記の組成式からなる合金であることを特徴とする請求項1ないし請求項2記載のスピンドル型薄膜磁気素子。



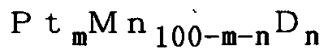
但し、Xは、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmは、48原子%≤m≤60原子%である。

【請求項5】 前記反強磁性層は、下記の組成式からなる合金であることを特徴とする請求項1ないし請求項2記載のスピンドル型薄膜磁気素子。



但し、Dは、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すm、nは、48原子%≤m+n≤60原子%、0.2原子%≤n≤40原子%である。

【請求項6】 前記バイアス層は、下記の組成式からなる合金であることを特徴とする請求項1ないし請求項2記載のスピンドル型薄膜磁気素子。



但し、Dは、Pd、Rh、Ruのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すm、nは、52原子%≤m+n≤60原子%、0.2原子%≤n≤40原子%である。

【請求項7】 前記軟磁性層は、NiFe合金からなることを特徴とする請求項1ないし請求項6記載のスピンドル型薄膜磁気素子。

【請求項8】 前記フリー磁性層のトラック幅に相当する部分の両側に凹部が形成され、これらの凹部を埋め込むように軟磁性層が積層され、これら軟磁性層が前記フリー磁性層に前記凹部底面を介して直接接合されるとともに、これら軟磁性層上にバイアス層と導電層が積層されてなることを特徴とする請求項1ないし請求項7のいずれかに記載のスピンドル型薄膜磁気素子。

【請求項9】 前記フリー磁性層が非磁性中間層を介して2つに分断されたり、前記固定磁性層から遠い側のフリー磁性層が第1のフリー磁性層、前記固定磁性層に近い側のフリー磁性層が第2のフリー磁性層とされた場合に、前記第1のフリー磁性層の磁気的膜厚が前記第2のフリー磁性層の磁気的膜厚よりも小さくされてなることを特徴とする請求項1ないし請求項8のいずれかに記載のスピンドル型薄膜磁気素子。

【請求項10】 基板上に、反強磁性層と、固定磁性層と、非磁性導電層と、フリー磁性層とを順次積層して第1の積層体を形成する工程と、

前記第1の積層体に、トラック幅方向と直交する方向である第1の磁界を印加しつつ第1の熱処理温度で熱処理し、前記反強磁性層に交換異方性磁界を発生さ

せて前記固定磁性層の磁化を固定する工程と、

前記第1の積層体の上に、トラック幅に相当する間隔を開けて軟磁性層を形成し、前記軟磁性層の上にバイアス層を形成し、前記バイアス層の上に前記フリー磁性層に検出電流を与える導電層を形成して第2の積層体とする工程と、

トラック幅方向に前記反強磁性層の交換異方性磁界よりも小さい第2の磁界を印加しつつ、第2の熱処理温度で熱処理し、前記フリー磁性層に、前記固定磁性層の磁化方向と交差する方向のバイアス磁界を付与する工程とを有することを特徴とするスピナルブ型薄膜磁気素子の製造方法。

【請求項11】 前記反強磁性層、および前記バイアス層に、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金を用いることを特徴とする請求項10記載のスピナルブ型薄膜磁気素子の製造方法。

【請求項12】 前記第1の熱処理温度は、220°C～270°Cの範囲であることを特徴とする請求項10または請求項11に記載のスピナルブ型薄膜磁気素子の製造方法。

【請求項13】 前記第2の熱処理熱度は、250°C～270°Cの範囲であることを特徴とする請求項10ないし請求項12のいずれかに記載のスピナルブ型薄膜磁気素子の製造方法。

【請求項14】 前記第2の磁界は、10～600 Oe (800～48000 A/m) の範囲であることを特徴とする請求項10ないし請求項13のいずれかに記載のスピナルブ型薄膜磁気素子の製造方法。

【請求項15】 スライダに請求項1ないし請求項9のいずれかに記載のスピナルブ型薄膜磁気素子が備えられてなることを特徴とする薄膜磁気ヘッド。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、固定磁性層の固定磁化の方向と外部磁界の影響を受けるフリー磁性層の磁化の方向との関係で、電気抵抗が変化するスピナルブ型薄膜磁気素子に関し、特に、耐熱性に優れたスピナルブ型薄膜磁気素子及びこのスピナルブ

型薄膜磁気素子を備えた薄膜磁気ヘッド及びフリー磁性層の磁化方向と固定磁性層の磁化方向とを容易に直交させることができるスピナルブ型薄膜磁気素子の製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】

磁気抵抗効果型の磁気ヘッドには、磁気抵抗効果を示す素子を備えたAMR (Anisotropic Magnetoresistive) ヘッドと、巨大磁気抵抗効果を示す素子を備えたGMR (Giant Magnetoresistive) ヘッドとが知られている。AMRヘッドにおいては、磁気抵抗効果を示す素子が磁性体からなる単層構造とされている。一方、GMRヘッドにおいては、複数の材料が積層されてなる多層構造素子とされている。巨大磁気抵抗効果を生み出す構造にはいくつかの種類があるが、比較的構造が単純で、微弱な外部磁界に対して抵抗変化率が高いものとしてスピナルブ型薄膜磁気素子が知られている。

【0003】

図13および図14は、従来のスピナルブ型薄膜磁気素子の一例を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図である。

これらの例のスピナルブ型薄膜磁気素子の上下には、ギャップ層を介してシールド層が形成されており、前記スピナルブ型薄膜磁気素子、ギャップ層、及びシールド層で、再生用のGMRヘッドが構成されている。なお、前記再生用のGMRヘッドの上に、磁気記録用のインダクティブヘッドが積層されていてよい。このGMRヘッドは、磁気記録用のインダクティブヘッドと共に浮上式スライダのトレーリング側端部などに設けられて薄膜磁気ヘッドを構成し、ハードディスク等の磁気記録媒体の記録磁界を検出するものである。

なお、図13および図14において、磁気記録媒体の移動方向は、図示Z方向であり、磁気記録媒体からの漏れ磁界の方向は、Y方向である。

【0004】

図13に示すスピナルブ型薄膜磁気素子は、基板側から順に反強磁性層、固定磁性層、非磁性導電層、フリー磁性層が一層ずつ形成された、いわゆるボトム型のシングルスピナルブ型薄膜磁気素子である。

図13に示すスピナルブ型薄膜磁気素子は、図13の下側から下地層31、反強磁性層22、固定磁性層23、非磁性導電層24、フリー磁性層25および保護層32で構成された多層膜33と、この多層膜33の両側に形成された一対のハードバイアス層（永久磁石層）29、29、ハードバイアス層29、29上に形成された一対の電極層28、28とで構成されている。

なお、下地層31および保護層32は、Ta膜などで形成されている。また、多層膜9の上面の幅寸法によってトラック幅Twが決定される。

【0005】

一般的に前記反強磁性層22には、Fe-Mn合金膜やNi-Mn合金膜が、固定磁性層23およびフリー磁性層25には、Ni-Fe合金膜が、非磁性導電層24にはCu膜が、ハードバイアス層29、29にはCo-Pt合金膜が、電極層28、28にはCr膜やW膜が使用されている。

【0006】

図13に示すように、固定磁性層23の磁化は、反強磁性層22との交換異方性磁界により、Y方向（記録媒体からの漏れ磁界方向：ハイト方向）に单磁区化され、フリー磁性層25の磁化は、前記ハードバイアス層29、29からのバイアス磁界の影響を受けてX1方向と反対方向に揃えられる。

即ち、固定磁性層23の磁化とフリー磁性層25の磁化とが直交するように設定されている。

【0007】

このスピナルブ型薄膜素子では、ハードバイアス層29、29上に形成された電極層28、28から、固定磁性層23、非磁性導電層24およびフリー磁性層25に検出電流（センス電流）が与えられる。ハードディスクなどの磁気記録媒体の走行方向は、Z方向である。磁気記録媒体からの漏れ磁界方向がY方向に与えられると、フリー磁性層25の磁化がX1方向と反対方向からY方向に向けて変化する。このフリー磁性層25内での磁化方向の変動と、固定磁性層23の固定磁化方向との関係で、電気抵抗が変化（これを磁気抵抗変化という）し、この電気抵抗値の変化に基づく電圧変化により、記録媒体からの漏れ磁界を検出することができる。

【0008】

また図14に示すスピンドル型薄膜磁気素子は、基板側（図14の下側）から順に反強磁性層、固定磁性層、非磁性導電層、フリー磁性層が一層ずつ形成された、いわゆるボトム型のシングルスピンドル型薄膜磁気素子である。

【0009】

図14において、符号Kは基板を示している。この基板Kの上には、反強磁性層22が形成されている。更に、前記反強磁性層22の上には、固定磁性層23が形成され、この固定磁性層23の上には、非磁性導電層24が形成され、更に、前記非磁性導電層24の上には、フリー磁性層25が形成されている。

また、前記フリー磁性層25の上には、バイアス層26、26がトラック幅T_wと同じ間隔をあけて設けられ、前記バイアス層26、26の上には、導電層28、28が設けられている。

【0010】

前記固定磁性層23は、例えば、Co膜、NiFe合金、CoNiFe合金、CoFe合金などにより形成されている。また、前記反強磁性層22は、NiMn合金により形成されている。

前記のバイアス層は、交換異方性磁界を発生させる熱処理を必要としない面心立方晶で不規則結晶構造のFeMn合金などの反強磁性材料により形成されている。

【0011】

図14に示す固定磁性層23は、前記反強磁性層22との界面にて発生する交換結合による交換異方性磁界により一方向に磁化されている。そして、前記固定磁性層23の磁化方向は、図示Y方向、即ち記録媒体から離れる方向（ハイト方向）に固定されている。

【0012】

また、前記フリー磁性層25は前記バイアス層26の交換異方性磁界によって磁化されて单磁区化されている。そして、前記フリー磁性層25の磁化方向は、図示X1方向と反対方向、即ち固定磁性層23の磁化方向と直角に交差する方向に揃えられている。

前記フリー磁性層25が、前記バイアス層26の交換異方性磁界により単磁区化されることによって、バルクハウゼンノイズの発生が防止される。

【0013】

この従来例のスピナルブ型薄膜磁気素子においては、導電層28からフリー磁性層25、非磁性導電層24、固定磁性層23に定常電流が与えられ、Z方向に走行する磁気記録媒体からの漏れ磁界が図示Y方向に沿って与えられると、フリー磁性層25の磁化方向が、図示X1方向と反対方向からY方向に向けて変動する。このフリー磁性層25内での磁化方向の変動と固定磁性層23の磁化方向との関係で電気抵抗が変化し、この抵抗変化に基づく電圧変化により磁気記録媒体からの漏れ磁界が検出される。

【0014】

図14のようなスピナルブ型薄膜磁気素子を製造するには、図15に示すように、反強磁性層22からフリー磁性層25までの各層を積層形成し、磁場中で熱処理（アニール）を施すことにより、固定磁性層23と反強磁性層22との界面にて交換異方性磁界を発生させて、固定磁性層23の磁化方向を図示Y方向に固定したのち、更に、図16に示すように、ほぼトラック幅に相当する幅のリフトオフレジスト351を形成する。ついで、図17に示すように、リフトオフレジスト351に覆われていないフリー磁性層25の表面に、バイアス層26および導電層28を形成し、前記リフトオフレジスト351を除去したのち、フリー磁性層25の磁化方向をトラック幅方向に揃えることにより、図14に示す磁化方向のスピナルブ型薄膜磁気素子が製造される。

【0015】

次に、図18は、従来の他の例のスピナルブ型薄膜素子を備えた薄膜磁気ヘッドの要部の一例を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図である。

図18において、符号MR3は、スピナルブ型薄膜素子を示している。図18において、符号a12は積層体である。この積層体a12は、下地層121上に反強磁性層122が形成され、該反強磁性層122上に固定磁性層153が形成され、更に固定磁性層153上に非磁性導電層124が形成され、該非磁性導

電層124上にフリー磁性層175が形成され、更にフリー磁性層175上に保護層127が形成されてなるものである。

【0016】

この例のスピナバルブ型薄膜素子MR3のフリー磁性層175は、非磁性中間層176と、この非磁性中間層176を挟む第1のフリー磁性層177と第2のフリー磁性層178とから構成されている。

第1のフリー磁性層177は、非磁性中間層176より保護層127側に設けられ、第2のフリー磁性層178は、非磁性中間層176より非磁性導電層124側に設けられている。また、第2のフリー磁性層178は、拡散防止層179と強磁性層180とから形成されている。

【0017】

第2のフリー磁性層178の厚さ t_2 は、第1のフリー磁性層177の厚さ t_1 よりも厚く形成されている。また、第1のフリー磁性層178及び第2のフリー磁性層178の飽和磁化をそれぞれ M_1 、 M_2 としたとき、第1のフリー磁性層177及び第2のフリー磁性層178の磁気的膜厚はそれぞれ $M_1 \cdot t_1$ 、 $M_2 \cdot t_2$ となる。なお、第2のフリー磁性層178が拡散防止層179及び強磁性層180から構成されているため、第2のフリー磁性層178の磁気的膜厚 $M_2 \cdot t_2$ は、拡散防止層179の磁気的膜厚と強磁性層180の磁気的膜厚との和となる。

【0018】

そしてこのフリー磁性層175にあっては、第1のフリー磁性層177と第2のフリー磁性層178との磁気的膜厚の関係が、 $M_2 \cdot t_2 > M_1 \cdot t_1$ とするよう構成されている。また、先の第1のフリー磁性層177及び第2のフリー磁性層178は、相互に反強磁性的に結合とされている。即ち、第2のフリー磁性層178の磁化方向がハードバイアス層126、126により図示X1方向に揃えられた場合、第1のフリー磁性層177の磁化方向は図示X1方向の反対方向に揃えられる。

【0019】

また、先の第1、第2のフリー磁性層177、178の磁気的膜厚の関係が $M_2 \cdot t_2 > M_1 \cdot t_1$ とされていることから、第2のフリー磁性層178の磁化が残

存した状態となり、フリー磁性層175全体の磁化方向が図示X1方向に揃えられる。このときのフリー磁性層175の実効膜厚は、 $(M_2 \cdot t_2 - M_1 \cdot t_1)$ とされる。

このように、第1のフリー磁性層177と第2のフリー磁性層178は、それぞれの磁化方向が反平行方向となるように反強磁的に結合され、かつ磁気的膜厚の関係が $M_2 \cdot t_2 > M_1 \cdot t_1$ とされていることから、人工的なフェリ磁性状態とされている。またこれにより、フリー磁性層175の磁化方向と固定磁性層153の磁化方向とが交差する関係となる。

【0020】

【発明が解決しようとする課題】

しかしながら、図13に示す従来のスピンドル型薄膜磁気素子では、以下に説明するような問題が発生するおそれがあった。

図13に示す固定磁性層23の磁化は、上述したように、図示Y方向に単磁区化されて固定されているが、前記固定磁性層23の両側には、X1方向と反対方向に磁化されているハードバイアス層29、29が設けられている。そのため特に、固定磁性層23の両側の磁化が、前記ハードバイアス層29、29からのバイアス磁界の影響を受け、図示Y方向に固定され難くなっている。

【0021】

即ち、前記X1方向と反対方向のハードバイアス層29、29の磁化の影響を受けて、X1方向と反対方向に単磁区化されているフリー磁性層25の磁化と、固定磁性層23の磁化とは、特に、多層膜33の側端部付近では、直交関係になり難い。前記フリー磁性層25の磁化と、固定磁性層23の磁化とを直交関係にしておく理由は、フリー磁性層25の磁化が小さな外部磁界でも容易に変動が可能で、電気抵抗を大きく変化させることができ、再生感度を向上させることができるからである。更に、前記磁化が直交関係にあると、良好な対称性を有する出力波形を得ることが可能になるためである。

【0022】

しかも、フリー磁性層25のうち、その側端部付近における磁化は、ハードバイアス層29、29からの強い磁化の影響を受けるために不要に固定されやすく

なる傾向にあり、外部磁界に対して磁化が敏感に変動しにくくなっている。図13に示すように、多層膜33の側端部付近には、再生感度の悪い不感領域が形成される。

【0023】

前述の多層膜33のうち、不感領域を除いた中央部分の領域が、実質的に記録磁界の再生に寄与し、磁気抵抗効果を発揮する感度領域であり、この感度領域の幅は、多層膜33の形成時に設定されたトラック幅Twよりも不感領域の幅寸法分だけ短くなっている。不感領域のばらつきのために正確なトラック幅を画定することが困難となっている。そのため、トラック幅を狭くして高記録密度化に対応することが難しくなるという問題がある。

【0024】

また、図14に示すスピンドル型の薄膜磁気素子は、反強磁性材料からなるバイアス層を用いたエクスチェンジバイアス方式により、フリー磁性層の磁化方向を固定磁性層の磁化方向に対して90°に交差する方向に揃えるものである。

前記エクスチェンジバイアス方式は、不感領域があるため実効トラック幅の制御が困難であるハードバイアス方式と比較して、トラック幅の狭い高密度記録に対応するスピンドル型薄膜磁気素子に適した方式である。

【0025】

しかしながら、図14に示すスピンドル型薄膜磁気素子においては、反強磁性層22がNi-Mn合金で形成されているため耐食性に問題があった。また、反強磁性層22にNi-Mn合金またはFe-Mn合金を用いたスピンドル型薄膜磁気素子では、薄膜磁気ヘッドの製造工程でさらされるトリポリ磷酸ソーダなどを含んだ弱アルカリ性溶液や乳化剤により腐食して、交換異方性磁界が小さくなってしまうなどの問題がある。

【0026】

また、反強磁性層22がNi-Mn合金で形成されていることにより、バイアス層26、26に使用する反強磁性材料に制約があり、その結果、バイアス層26、26の耐熱性、耐食性が悪いという不都合があった。即ち、耐熱性の高いバイアス層26、26を形成するためには、Ni-Mn合金からなる反強磁性層2

2と固定磁性層23の界面に、図示Y方向に作用する交換異方性磁界に対し、交差する方向に磁場中で熱処理を施すことにより、バイアス層26、26とフリー磁性層25の界面に、X1方向と反対方向に交換異方性磁界を発生可能なNi-Mn合金などの反強磁性材料を選択しなければならない。

【0027】

しかし、前記磁場中で熱処理を施した際に、反強磁性層22と固定磁性層23の界面に作用する交換異方性磁界がY方向からX1方向と反対方向に傾き、固定磁性層23の磁化方向とフリー磁性層25の磁化方向が非直交となってしまい、出力信号波形の対称性が得られなくなってしまう問題があった。

そこで、バイアス層26、26には、磁場中加熱処理を必要とせず、磁場中で成膜直後に交換異方性磁界を発生する反強磁性材料を選択する必要があった。

このような理由により、バイアス層26、26は、一般的に、面心立方晶で不規則結晶構造を有するFeMn合金により形成されている。

【0028】

しかしながら、磁気記録装置などに装着した場合には、装置内の温度上昇または検出電流により発生するジュール熱の発生により、素子部の温度が100°Cを超える高温となるため、交換異方性磁界が低下し、フリー磁性層25を単磁区化することが困難となり、結果として、バルクハウゼンノイズを発生してしまう問題があった。

また、Fe-Mn合金は、Ni-Mn合金以上に耐食性が悪く、薄膜磁気ヘッドの製造工程でさらされるトリポリ磷酸ソーダなどを含んだ弱アルカリ性溶液や乳化剤などにより腐食して、交換異方性磁界が小さくなってしまうなどの問題があるのみならず、磁気記録装置内においても腐食が進行して耐久性に劣るという問題がある。

【0029】

また、図15～図17に示す従来のスピンドル型薄膜磁気素子の製造方法にあっては、図16に示すリフトオフレジスト351を形成する工程で、前記基板と前記バイアス層との間に形成される最上層の表面が大気に触れてしまい、大気に触れた表面をArなどの希ガスによりイオンミリングや逆スパッタによりクリ

ーニングしてからその上の層を形成する必要がある。このため、製造工程が増大する問題がある。更に、前記最上層の表面をイオンミリングや逆スパッタによりクリーニングする必要があるため、再付着物によるコンタミや、表面の結晶状態の乱れによる交換異方性磁界の発生に対する悪影響など、クリーニングすることに起因する不都合が生じてしまう。

【0030】

また、図18に示したスピナバルブ型薄膜素子MR3においては、積層体a12の側面上端付近でのハードバイアス層126、126の先端部126a、126aから第1のフリー磁性層177に与えられる磁界が強く、しかもこの磁界は第1のフリー磁性層177に付与したい磁界方向と逆向きの磁界であるので、ハードバイアス層126、126の磁界が後述のスピンフロップ磁界(H_{sf})よりも大きくなると、本来第1のフリー磁性層177に付与したい磁界方向と逆向きの磁界が第1のフリー磁性層177の両端部(各ハードバイアス層126の近傍部分)に作用されることとなり、第1のフリー磁性層177の中央部では磁化の方向が第2のフリー磁性層178の磁化の向きの逆向き(X1方向の逆向き)に揃っているものの、両端部では磁化の方向が乱れてしまう問題がある。

【0031】

このように第1のフリー磁性層177の両端部の磁化の方向が乱れると、磁化の向きが第1のフリー磁性層177の磁化の方向と反平行方向(X1方向)に揃えられる第2のフリー磁性層178は、中央部の磁化の方向が第1のフリー磁性層177の磁化の向きと逆向き(X1方向)に揃っているものの、両端部の磁化の方向が乱れてしまい、第1、第2のフリー磁性層177、178の両端部の磁化の方向が反平行に揃わなくなる結果、トラック幅Twの両端のところで、再生波形の不安定性の原因となり、サーボエラー等の問題を引き起こすおそれをしていた。

【0032】

次に、上記スピンフロップ磁界について図19を用いて説明する。図19は、フリー磁性層のM-H曲線を示す図である。

このM-H曲線とは、図19に示す構成のスピナバルブ型薄膜素子MR3のフ

リー磁性層175に対してトラック幅方向から外部磁界Hを印加したときの、フリー磁性層175の磁化Mの変化を示したものである。図19では外部磁界Hがハードバイアス層126、126からのバイアス磁界に相当する。

【0033】

また、図19において、 F_1 で示す矢印は、第1のフリー磁性層177の磁化方向を表し、 F_2 で示す矢印は、第2のフリー磁性層178の磁化方向を表す。

図19に示すように、外部磁界Hが小さいときは、第1のフリー磁性層177と第2のフリー磁性層178が反強磁性的に結合した状態、即ち、矢印 F_1 と矢印 F_2 の方向が反平行になっているが、外部磁界Hの大きさがある値を超えると、矢印 F_1 と矢印 F_2 の方向が反平行に揃わなくなり、第1フリー磁性層177と第2フリー磁性層178の反強磁性的結合が壊され、フェリ磁性状態を維持できなくなる。これがスピンドロップ転移である。またこのスピンドロップ転移が起きたときの外部磁界の大きさがスピンドロップ磁界であり、図19では H_{sf} で示している。そして、更に外部磁界Hをスピンドロップ磁界 H_{sf} より大きくしていくと、矢印 F_1 の方向が更に回転して、矢印 F_2 の方向の平行方向を向き、即ち、矢印 F_1 は元の方向と180°異なる方向を向き、フェリ磁性状態が完全に崩れてしまう。これが飽和磁界であって、図19では H_S で示している。

【0034】

従って、図19の第1、第2のフリー磁性層177、178の両端部の磁化の方向は、例えば、図20の矢印 F_1 で示す第1のフリー磁性層177の領域に存在する各種矢印のように第1フリー磁性層177の両端部においてより大きく乱れこととなり、この第1フリー磁性層177の磁化の方向に対してフェリ状態の反平行状態になろうとする磁化が図20の矢印 F_2 に示す第2のフリー磁性層178の領域のような方向を向く関係となってしまう。従って、図18に示す構造のスピンドル型薄膜素子MR3においてもトラック幅Twの両端のところで、再生波形不安定性の原因となり、サーボエラー等の問題を引き起こすそれを有していた。図20に示す磁化の状態を更に詳述すると、第1のフリー磁性層177の左右両端側ではハードバイアス層からの強い逆方向磁界がかかり、これにより第2のフリー磁性層178の磁化分布も乱れてバルクハウゼンノイズ等の発

生が考えられ、磁気的安定性に不安を有することになる。

【0035】

本発明は、上記の課題を解決するためになされたものであって、バイアス層の材質を改良することにより、耐熱性、耐食性に優れたスピンドル型薄膜磁気素子を提供するとともに、フリー磁性層の磁化方向を確実に揃えることができるバイアス構造を備えたスピンドル型薄膜磁気素子を提供することを課題としている。

更に本発明は、フリー磁性層を2層に分離した構造を採用し、フリー磁性層にバイアスが印加される構造を採用しても、各フリー磁性層の端部側での磁化の乱れを生じ難い構造としてバイアスを良好に作用できるように構成し、バルクハイゼンノイズの発生を抑え、安定性を高めたスピンドル型薄膜磁気素子を提供することを課題としている。

【0036】

また、フリー磁性層の磁化方向と固定磁性層の磁化方向とを容易に直交させることができ前記スピンドル型薄膜磁気素子の製造方法を提供することを課題としている。

更にまた、前記スピンドル型薄膜磁気素子を備え、耐久性および耐熱性に優れ、十分な交換異方性磁界が得られる信頼性の高い薄膜磁気ヘッドを提供することを課題としている。

【0037】

【課題を解決するための手段】

上記の目的を達成するために、本発明は以下の構成を採用した。

本発明のスピンドル型薄膜磁気素子は、反強磁性層と、前記反強磁性層の上に形成され、前記反強磁性層との交換異方性磁界により磁化方向が固定される固定磁性層と、前記固定磁性層の上に非磁性導電層を介して形成されたフリー磁性層と、前記フリー磁性層に接してトラック幅に相当する間隔を開けて配置された軟磁性層と、前記軟磁性層に接して形成され、前記フリー磁性層の磁化方向を前記固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃えるバイアス層と、前記フリー磁性層に検出電流を与える導電層とを基板上有するスピンドル型薄膜磁気

素子であり、前記反強磁性層、および前記バイアス層は、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金からなることを特徴とするものである。

【0038】

このようなスピナルブ型薄膜磁気素子は、反強磁性層およびバイアス層が、上記の合金からなるものであるので、交換異方性磁界の温度特性が良好となり、耐熱性、耐食性に優れたスピナルブ型薄膜磁気素子を提供することが可能となる。

また、装置内の温度が高温となる薄膜磁気ヘッドなどの装置に備えられた場合の耐久性が良好で、温度変化による交換異方性磁界（交換結合磁界）の変動が少ない優れたスピナルブ型薄膜磁気素子を得ることができる。

更にまた、反強磁性層を上記の合金で形成することで、ブロッキング温度が高いものとなり、反強磁性層に大きな交換異方性磁界を発生させることができるので、固定磁性層の磁化方向を強固に固定することができる。

また、フリー磁性層とバイアス層の間に軟磁性層が形成されているため、フリー磁性層の磁化方向を確実に揃えることができる。

【0039】

また、上記のスピナルブ型薄膜磁気素子においては、前記固定磁性層と前記フリー磁性層の少なくとも一方が、非磁性中間層を介して2つに分断され、分断された層どうしで磁化の向きが180度異なるフェリ磁性状態とされたことを特徴とするものとしてもよい。

【0040】

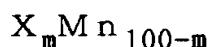
少なくとも固定磁性層が非磁性中間層を介して2つに分断されたスピナルブ型薄膜磁気素子とした場合、2つに分断された固定磁性層のうち一方が他方の固定磁性層を適正な方向に固定する役割を担い、固定磁性層の状態を非常に安定した状態に保つことが可能となる。

一方、少なくともフリー磁性層が非磁性中間層を介して2つに分断されスピナルブ型薄膜磁気素子とした場合、2つに分断されたフリー磁性層どうしの間に

交換結合磁界が発生し、フェリ磁性状態とされ、外部磁界に対して感度よく反転できるものとなる。

【0041】

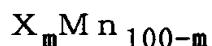
また、上記のスピナルブ型薄膜磁気素子においては、前記反強磁性層は、下記の組成式からなる合金であることが望ましい。



但し、Xは、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmは、48原子%≤m≤60原子%である。より好ましい組成比を示すmは、48原子%≤m≤58原子%である。

【0042】

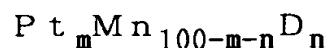
更に、上記のスピナルブ型薄膜磁気素子においては、前記バイアス層は、下記の組成式からなる合金であることが望ましい。



但し、Xは、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmは、52原子%≤m≤60原子%である。

【0043】

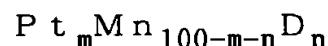
また、上記のスピナルブ型薄膜磁気素子においては、前記反強磁性層は、下記の組成式からなる合金であってもよい。



但し、Dは、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すm、nは48原子%≤m+n≤60原子%、0.2原子%≤n≤40原子%である。より好ましい組成比を示すm、nは、48原子%≤m+n≤58原子%、0.2原子%≤n≤40原子%である。

【0044】

更にまた、上記のスピナルブ型薄膜磁気素子においては、前記バイアス層は、下記の組成式からなる合金であってもよい。

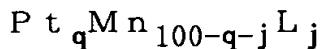


但し、Dは、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すm、nは52原子%≤m+n≤60原子%、

0.2原子% \leq n \leq 40原子%である。

【0045】

また、上記のスピナルブ型薄膜磁気素子においては、前記反強磁性層は、下記の組成式からなる合金であってもよい。

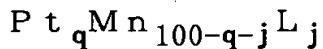


但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すq、jは、48原子% \leq q+j \leq 60原子%、0.2原子% \leq j \leq 10原子%である。

より好ましくは組成比を示すq、jは、48原子% \leq q+j \leq 58原子%、0.2原子% \leq j \leq 10原子%である。

【0046】

また、上記のスピナルブ型薄膜磁気素子においては、前記バイアス層は、下記の組成式からなる合金であってもよい。

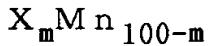


但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すq、jは、52原子% \leq q+j \leq 60原子%、0.2原子% \leq j \leq 10原子%である。

【0047】

とくに、上記のスピナルブ型薄膜磁気素子においては、反強磁性層とバイアス層とを構成する合金の組成を同一とする場合には、次の①～③の組み合わせが好ましい。

①即ち、反強磁性層およびバイアス層を構成する合金の組成比が以下の場であることが好ましい。

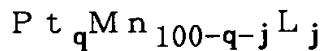


但し、Xは、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmは、52原子% \leq m \leq 60原子%である。

また、上記の反強磁性層およびバイアス層の組成比を示すmが、52原子% \leq m \leq 56.3原子%であることがより好ましい。

【0048】

②また、反強磁性層およびバイアス層を構成する合金の組成比が以下の場合であることが好ましい。

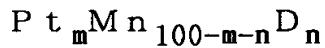


但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すq、jは、52原子% \leq q+j \leq 60原子%、0.2原子% \leq j \leq 10原子%である。

また、上記の反強磁性層およびバイアス層の組成比を示すq、jが、52原子% \leq q+j \leq 56.3原子%、0.2原子% \leq j \leq 10原子%であることがより好ましい。

【0049】

③また、反強磁性層およびバイアス層を構成する合金の組成比が以下の場合であることが好ましい。



但し、Dは、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種又は2種以上の元素であり、組成比を示すm、nは、52原子% \leq m+n \leq 60原子%、0.2原子% \leq n \leq 40原子%である。

また、上記の反強磁性層およびバイアス層の組成比を示すm、nが、52原子% \leq m+n \leq 56.3原子%、0.2原子% \leq n \leq 40原子%であることが好ましい。

【0050】

また、反強磁性層とバイアス層を構成する合金の組成を異ならしめる場合は、次の④～⑥の組み合わせが好ましい。

④即ち、バイアス層が組成式 $X_m \text{Mn}_{100-m}$ で表され、Xが、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmが、52原子% \leq m \leq 60原子%の合金であると共に、反強磁性層が、組成式 $X_m \text{Mn}_{100-m}$ で表され、Xが、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmが、48原子% \leq m \leq 58原子%の合金であることが好ましい。

また、バイアス層の組成比を示すmが、52原子% \leq m \leq 54原子%または5

6.8原子% \leq m \leq 60原子%であることがより好ましい。

【0051】

⑤バイアス層が、組成式 $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ で表され、Lが、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すq、jが、52原子% \leq q+j \leq 60原子%、0.2原子% \leq j \leq 10原子%の合金であるとともに、

反強磁性層が組成式 $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ で表され、Lが、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すq、jが、48原子% \leq q+j \leq 58原子%、0.2原子% \leq j \leq 10原子%の合金であることが好ましい。

また、バイアス層の組成比を示すq、jが52原子% \leq q+j \leq 54原子%、0.2原子% \leq j \leq 10原子%または56.8原子% \leq q+j \leq 60原子%、0.2原子% \leq j \leq 10原子%であることがより好ましい。

【0052】

⑥バイアス層が、組成式 $Pt_mMn_{100-m-n}D_n$ で表され、Dが、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すm、nが、52原子% \leq m+n \leq 60原子%、0.2原子% \leq n \leq 40原子%の合金であるとともに、

反強磁性層が組成式 $Pt_mMn_{100-m-n}D_n$ で表され、Dが、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すm、nが、48原子% \leq m+n \leq 58原子%、0.2原子% \leq n \leq 40原子%の合金であることが好ましい。

また、バイアス層の組成比を示すm、nが52原子% \leq m+n \leq 54原子%、0.2原子% \leq n \leq 40原子%または56.8原子% \leq m+n \leq 60原子%、0.2原子% \leq n \leq 40原子%であることがより好ましい。

【0053】

また、上記のスピンドルブ型薄膜磁気素子においては、前記軟磁性層は、NiFe合金からなることが望ましい。

【0054】

本発明において、前記フリー磁性層のトラック幅に相当する部分の両側に凹部が形成され、これらの凹部を埋め込むように軟磁性層が積層され、これら軟磁性層が前記フリー磁性層に前記凹部底面でもって直接接合されるとともに、これら軟磁性層上にバイアス層と導電層が積層されてなることを特徴とする構造を採用しても良い。

一般に、強磁性体と強磁性体の界面での交換結合より、強磁性体と反強磁性体の界面での交換結合の方が界面での汚染や結晶性の乱れの悪影響を受け易い。従って、軟磁性層とバイアス層は同一成膜装置内で連続的に成膜することが必要である。フリー磁性層に凹部を設ける事なく軟磁性層を成膜した場合、トラック幅の両側部分の合計の（強磁性膜厚×飽和磁化）がフリー磁性層の（強磁性膜厚×飽和磁化より大幅に厚くなる。）フリー磁性層が受ける縦バイアスの強さはトラック両端部分の（強磁性膜厚×飽和磁化）をフリー磁性層の（強磁性膜厚×飽和磁化）で割った値に比例するために、凹部を設けない場合は縦バイアスが必要以上に強くなり過ぎて、トラック両端部分に不感領域を生じたり、素子全体の感度が低下するといった問題を生じる場合があった。また、あまりに軟磁性層を厚くし過ぎるとバイアス層と軟磁性層間の交換結合磁界が膜厚に反比例して小さくなるために、わずかな外乱磁界で縦バイアス状態が変化して再生波形の不安定性に結び付くといった不具合を生じる場合も考えられる。軟磁性層の厚みを極力薄くすることでこれらは改善は可能であるが、あまり軟磁性層を薄くすると軟磁性層が充分な結晶性を保てなくなること等により、軟磁性層とバイアス層間の交換結合磁界が逆に劣化してくる問題がある。凹部を設けた場合は、凹部の深さ分だけ継ぎ足した軟磁性層の分の一部の膜厚が相殺されるために、必要以上に縦バイアスが強くなりにくくとともに、軟磁性層間の交換結合磁界も低下しにくいため、再生感度とトラック幅の制御性と再生波形の安定性が向上する効果がある。

第2の効果として、凹部をイオンミリング等で掘り込むことで、フリー磁性層表面の汚染物質を効果的に除去することができ、軟磁性層とフリー磁性層間の強磁性交換結合をより強固にしてフリー磁性層に縦バイアスを有効に伝達する効果もある。また、フリー磁性層の上にCu等のバックド層やTa等の酸化防止層が積層されている場合であっても、凹部を掘り込むことで確実にフリー磁性層を構

成する強磁性体表面を露出させることができる。

【0055】

更に本発明において、前記フリー磁性層が非磁性中間層を介して2つに分断されたり、前記固定磁性層から遠い側のフリー磁性層が第1のフリー磁性層、前記固定磁性層に近い側のフリー磁性層が第2のフリー磁性層とされた場合に、前記第1のフリー磁性層の磁気的膜厚が前記第2のフリー磁性層の磁気的膜厚よりも小さくされてなることを特徴とする構造を採用しても良い。

【0056】

更に、前記の課題は、基板上に、反強磁性層と、固定磁性層と、非磁性導電層と、フリー磁性層とを順次積層して第1の積層体を形成する工程と、前記第1の積層体に、トラック幅方向と直交する方向である第1の磁界を印加しつつ第1の熱処理温度で熱処理し、前記反強磁性層に交換異方性磁界を発生させて前記固定磁性層の磁化を固定する工程と、前記第1の積層体の上に、トラック幅に相当する間隔を開けて軟磁性層を形成し、前記軟磁性層の上にバイアス層を形成し、前記バイアス層の上に前記フリー磁性層に検出電流を与える導電層を形成して第2の積層体とする工程と、トラック幅方向に、前記反強磁性層の交換異方性磁界よりも小さい第2の磁界を印加しつつ、第2の熱処理温度で熱処理し、前記フリー磁性層に前記固定磁性層の磁化方向と交差する方向のバイアス磁界を付与する工程とを有することを特徴とするスピンドル型薄膜磁気素子の製造方法によって解決できる。

【0057】

上記のスピンドル型薄膜磁気素子の製造方法においては、前記反強磁性層および前記バイアス層に、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金を用いることが好ましい。

また、上記のスピンドル型薄膜磁気素子の製造方法においては、前記第1の熱処理温度は、220℃～270℃の範囲であることが好ましい。

更にまた、上記のスピンドル型薄膜磁気素子の製造方法においては、前記第2の熱処理熱度は、250℃～270℃の範囲であることが好ましい。

【0058】

また、上記のスピナルブ型薄膜磁気素子の製造方法においては、前記第2の磁界は、10~600 Oe (800~48000 A/m) の範囲であることが望ましい。

【0059】

図21は、ボトム型スピナルブ型薄膜磁気素子とトップ型スピナルブ型薄膜磁気素子における反強磁性層の熱処理温度と交換異方性磁界との関係を示したグラフである。

図21から明らかなように、反強磁性層と基板との距離が近い（または、固定磁性層の下に反強磁性層が配置された）ボトム型スピナルブ型薄膜磁気素子の反強磁性層（■印）の交換異方性磁界は、200°Cで既に発現し、240°C付近で600 (Oe) を越えている。一方、反強磁性層と基板との距離がボトム型スピナルブ型薄膜磁気素子よりも遠い（または、固定磁性層の上に反強磁性層が配置された）トップ型スピナルブ型薄膜磁気素子の反強磁性層（◆印）の交換異方性磁界は、240°C付近で発現し、約260°C付近において600 Oe (48000 A/m) を越えている。

【0060】

このように、反強磁性層と基板との距離が近い（または、固定磁性層の下に反強磁性層が配置された）ボトム型スピナルブ型薄膜磁気素子の反強磁性層は、反強磁性層と基板との距離がボトム型スピナルブ型薄膜磁気素子よりも遠い（または、固定磁性層の上に反強磁性層が配置された）トップ型スピナルブ型薄膜磁気素子と比較して、比較的低い熱処理温度で高い交換異方性磁界が得られることがわかる。

【0061】

本発明のスピナルブ型薄膜磁気素子は、反強磁性層と基板との距離が近いボトム型スピナルブ型薄膜磁気素子であり、前記反強磁性層に使用される材質と同様の材質によって形成されたバイアス層が反強磁性層よりも基板から遠い位置に配置されている。また、固定磁性層と基板との距離が近いボトム型のスピナルブ型薄膜磁気素子は、固定磁性層の下に反強磁性層が配置され、反強磁性層と

基板との距離がボトム型スピナルブ型薄膜磁気素子よりも遠いトップ型のスピナルブ型薄膜磁気素子は、固定磁性層の上に反強磁性層が配置されている。

【0062】

したがって、本発明のスピナルブ型薄膜磁気素子の製造方法において、例えば、第1の磁界を印加しつつ、第1の熱処理温度（220～270℃）で前記第1の積層体を熱処理すると、反強磁性層に交換異方性磁界が生じ、固定磁性層の磁化方向が同一方向に固定される。また、反強磁性層の交換異方性磁界は、600（Oe）以上となる。

次に、第1の磁界と直交する方向の第2の磁界10～600 Oe（800～48000 A/m）を印加しつつ、第2の熱処理温度（250～270℃）で、前記第2の積層体を熱処理すると、バイアス層の交換異方性磁界が生じ、フリー磁性層の磁化方向が第1の磁界に対して交差する方向とされる。また、バイアス層の交換異方性磁界は、600 Oe（48000 A/m）以上となる。

【0063】

このとき、第2の磁界を先の第1の熱処理にて発生した反強磁性層の交換異方性磁界よりも小さくしておけば、反強磁性層に第2の磁界が印加されても、反強磁性層の交換異方性磁界が劣化することなく、固定磁性層の磁化方向を固定したままにすることが可能になる。

このことにより、固定磁性層の磁化方向とフリー磁性層の磁化方向とを交差する方向にすることができる。

【0064】

したがって、上記のスピナルブ型薄膜磁気素子の製造方法では、耐熱性に優れたPtMnなどの合金を反強磁性層だけでなくバイアス層にも使用し、固定磁性層の磁化方向に悪影響を与えることなく、バイアス層にフリー磁性層の磁化方向を固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃える交換異方性磁界を発生させることができ、フリー磁性層の磁化方向を固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃えることができるため、耐熱性に優れたスピナルブ型薄膜磁気素子を提供することが可能となる。

【0065】

また、上記のスピナルブ型薄膜磁気素子の製造方法は、第1の積層体の上に軟磁性層を形成し、前記軟磁性層の上にバイアス層を形成する方法であるので、軟磁性層を形成したのち、真空を破ることなく前記バイアス層を形成することができ、前記バイアス層が形成される表面をイオンミリングや逆スパッタによりクリーニングする必要がないため、再付着物によるコンタミや、表面の結晶状態の乱れによる交換異方性磁界の発生に対する悪影響など、クリーニングすることに起因する不都合が生じない優れた製造方法とすることができます。

また、前記バイアス層を形成する前に前記バイアス層が形成される面をクリーニングする必要がないため、容易に製造することができる。

【0066】

また、本発明の薄膜磁気ヘッドは、スライダに上記のスピナルブ型薄膜磁気素子が備えられてなることを特徴とする。

このような薄膜磁気ヘッドとすることで、耐久性および耐熱性、耐食性に優れ、十分な交換異方性磁界が得られる信頼性の高い薄膜磁気ヘッドとすることができる。

【0067】

【発明の実施の形態】

以下、本発明のスピナルブ型薄膜磁気素子の実施形態について、図面を参照して詳しく説明する。

【第1の実施形態】

図1は、本発明の第1の実施形態であるスピナルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図、図5および図6は、本発明のスピナルブ型薄膜磁気素子を備えた薄膜磁気ヘッドを示した図である。

【0068】

本発明のスピナルブ型薄膜磁気素子の上下には、ギャップ層を介してシールド層が形成され、スピナルブ型薄膜磁気素子、ギャップ層、及びシールド層で、再生用のGMRヘッドh1が構成されている。

なお、前記再生用のGMRヘッドh1に、記録用のインダクティブヘッドh2を積層してもよい。

【0069】

このスピナルブ型薄膜磁気素子を具備してなるGMRヘッドh1は、図5に示すように、インダクティブヘッドh2と共にスライダ151のトレーリング側端部151dに設けられて薄膜磁気ヘッド150を構成し、ハードディスク等の磁気記録媒体の記録磁界を検出することが可能になっている。

なお、図1において、磁気記録媒体の移動方向は図示Z方向であり、磁気記録媒体からの洩れ磁界の方向はY方向である。

【0070】

図5に示す薄膜磁気ヘッド150は、スライダ151と、スライダ151の端面151dに備えられたGMRヘッドh1及びインダクティブヘッドh2を主体として構成されている。符号155は、スライダ151の磁気記録媒体の移動方向の上流側であるリーディング側を示し、符号156は、トレーリング側を示している。このスライダ151の媒体対向面152には、レール151a、151a、151bが形成され、各レール同士間は、エアーグループ151c、151cとされている。

【0071】

図6に示すように、GMRヘッドh1は、スライダ151の端面151d上に形成された Al_2O_3 などからなる非磁性絶縁体の下地層200と、下地層200の上に形成された磁性合金からなる下部シールド層163と、下部シールド層163に積層された下部ギャップ層164と、媒体対向面152から露出するスピナルブ型薄膜磁気素子1と、スピナルブ型薄膜磁気素子1及び下部ギャップ層164を覆う上部ギャップ層166と、上部ギャップ層166を覆う上部シールド層167とから構成されている。

上部シールド層167は、インダクティブヘッドh2の下部コア層と兼用とされている。

【0072】

インダクティブヘッドh2は、下部コア層（上部シールド層）167と、下部コア層167に積層されたギャップ層174と、コイル176と、コイル176を覆う上部絶縁層177と、ギャップ層174に接合され、かつコイル176側

にて下部コア層167に接合される上部コア層178とから構成されている。

コイル176は、平面的に螺旋状となるようにパターン化されている。また、コイル176のほぼ中央部分にて上部コア層178の基端部178bが下部コア層167に磁気的に接続されている。

また、上部コア層178には、アルミナなどからなる保護層179が積層されている。

【0073】

図1に示すスピナバルブ型薄膜磁気素子1は、反強磁性層、固定磁性層、非磁性導電層、フリー磁性層が一層ずつ形成された、いわゆるボトム型のシングルスピナバルブ型薄膜磁気素子である。

また、この例のスピナバルブ型薄膜磁気素子1は、反強磁性材料をバイアス層として使用するエクスチェンジバイアス方式により、フリー磁性層の磁化方向を固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃えるものである。

前記エクスチェンジバイアス方式は、不感領域があるため実効トラック幅の制御が困難であるハードバイアス方式と比較して、高密度記録に対応するトラック幅の狭いスピナバルブ型薄膜磁気素子に適した方式である。

【0074】

図1において、符号Kは基板を示している。この基板Kの上には、反強磁性層2が形成されている。更に、前記反強磁性層2の上には、固定磁性層3が形成され、この固定磁性層3の上には、非磁性導電層4が形成され、更に、前記非磁性導電層4の上には、フリー磁性層5が形成されている。

また、前記フリー磁性層5の上には、軟磁性層7、7がトラック幅Twに相当する間隔を開けて設けられている。前記軟磁性層7、7の上にはバイアス層6、6が設けられ、前記バイアス層6、6の上には導電層8、8が形成されている。

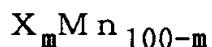
【0075】

前記基板Kは、 $\text{Al}_2\text{O}_3-\text{TiC}$ 系セラミックス151などの表面に、非磁性絶縁体の Al_2O_3 (アルミナ)からなる下地層200が形成され、下地層200の上に下部シールド層163と下部ギャップ層164が順次形成されている。

【0076】

前記反強磁性層2は、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金からなるものである。これらの合金からなる反強磁性層2は、耐熱性、耐食性に優れるという特徴を有している。

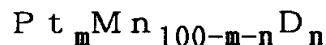
特に前記反強磁性層2は、下記の組成式からなる合金であることが好ましい。



但し、Xは、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmは、48原子% ≤ m ≤ 60原子%である。

【0077】

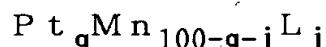
更に、前記反強磁性層2は、下記の組成式からなる合金であっても良い。



但し、Dは、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すm、nは48原子% ≤ m + n ≤ 60原子%、0.2原子% ≤ n ≤ 40原子%である。

【0078】

また、上記のスピナルブ型薄膜磁気素子においては、前記反強磁性層は、下記の組成式からなる合金であることが望ましい。



但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すq、jは、48原子% ≤ q + j ≤ 60原子%、0.2原子% ≤ j ≤ 10原子%である。

また、組成比を示すq、jが、48原子% ≤ q + j ≤ 58原子%、0.2原子% ≤ j ≤ 10原子%であることがより好ましい。

【0079】

前記固定磁性層3は、例えば、Co膜、NiFe合金、CoNiFe合金、CoFe合金、CoNi合金などで形成されている。

図1に示す固定磁性層3は、反強磁性層2に接して形成され、磁場中熱処理を施すことにより、前記固定磁性層3と前記反強磁性層2との界面にて発生する交換結合による交換異方性磁界により磁化されている。

前記固定磁性層3の磁化方向は、図示Y方向、即ち記録媒体から離れる方向（ハイト方向）に固定されている。

【0080】

また、前記非磁性導電層4は、Cu、Au、Agなどの非磁性導電膜により形成されることが好ましい。

【0081】

また、前記フリー磁性層5は、前記固定磁性層3と同様の材質などで形成されることが好ましい。

前記フリー磁性層5は、バイアス層6からのバイアス磁界によって磁化され、図示X1方向と反対方向、即ち固定磁性層3の磁化方向と交差する方向に磁化方向が揃えられている。

前記フリー磁性層5が前記バイアス層6により単磁区化されることによって、バルクハウゼンノイズの発生が防止される。

【0082】

前記軟磁性層7は、Co、Ni、Fe、Co-Fe合金、Co-Ni-Fe合金、CoNi合金、NiFe合金などで形成され、中でも、フリー磁性層5を構成する材料と同一の合金で形成されることが好ましく、フリー磁性層5の表面がNiFe合金で形成されている場合は、軟磁性層7をNiFe合金で形成することが好ましい。これは、軟磁性層7を、フリー磁性層5を構成する材料と同一とした方が、軟磁性層7とフリー磁性層5の界面での強磁性結合が確実となり、バイアス層6と軟磁性層7との界面に発生させた一方向異方性の交換結合磁界を軟磁性層7を介してフリー磁性層5へ伝搬させることが可能となる。

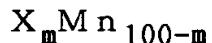
【0083】

前記バイアス層6は、前記反強磁性層2と同様に、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金からなるものであり、磁場中熱処理により、軟磁性層7との界面にて交換異方性磁界が発現されて、交換異方性磁界が軟磁性層7へ伝搬し、軟磁性層7とフリー磁性層5との界面で発生する強磁性結合によりフリー磁性層5を一定の方向に磁化するものである。

そして、これらの合金からなるバイアス層6は、耐熱性、耐食性に優れるという特徴を有している。

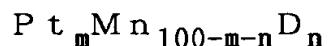
【0084】

特に前記バイアス層6は、下記の組成式からなる合金であることが好ましい。



但し、Xは、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmは、52原子%≤m≤60原子%である。

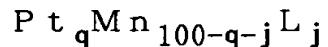
更に、バイアス層6は、下記の組成式からなる合金であっても良い。



但し、Dは、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すm、nは52原子%≤m+n≤60原子%、0.2原子%≤n≤40原子%である。

【0085】

更にまた、上記のスピナバルブ型薄膜磁気素子においては、前記バイアス層は、下記の組成式からなる合金であってもよい。



但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すq、jは、52原子%≤q+j≤60原子%、0.2原子%≤j≤10原子%である。

また、前記導電層8、8は、例えば、Au、W、Cr、Taなどで形成されることが好ましい。

【0086】

このスピナバルブ型薄膜磁気素子1においては、導電層8、8からフリー磁性層5、非磁性導電層4、固定磁性層3に定常電流が与えられ、図示Z方向に走行する磁気記録媒体からの漏れ磁界が図示Y方向に与えられると、前記フリー磁性層5の磁化方向が図示X方向と反対方向から図示Y方向に向けて変動する。このフリー磁性層5内での磁化方向の変動と固定磁性層3の磁化方向との関係で電気抵抗が変化し、この抵抗変化に基づく電圧変化により磁気記録媒体からの漏れ磁界が検出される。

【0087】

次に、本発明のスピンドル型薄膜磁気素子1の製造方法を説明する。

この製造方法は、スピンドル型薄膜磁気素子1における反強磁性層2およびバイアス層6、6の位置によって、熱処理により発生する反強磁性層2およびバイアス層6、6の交換異方性磁界の大きさが相違する性質を利用してなされたものであり、1度目の熱処理で固定磁性層3の磁化方向を固定し、2度目の熱処理でフリー磁性層5の磁化方向を前記固定磁性層3の磁化方向と交差する方向に揃えるものである。

【0088】

即ち、本発明のスピンドル型薄膜磁気素子1の製造方法では、基板K上に、反強磁性層2と、固定磁性層3と、非磁性導電層4と、フリー磁性層5とを順次積層して図2に示す第1の積層体a1を形成したのち、前記第1の積層体a1にトラック幅Tw方向と直交する方向（図2の紙面垂直方向）である第1の磁界を印加しつつ、第1の熱処理温度で熱処理し、前記反強磁性層2に交換異方性磁界を発生させて、前記固定磁性層3の磁化を固定する。

【0089】

次に、図3に示すように、前記第1の積層体a1の上に、トラック幅Twに相当する幅の基礎部を有するリフトオフ用レジスト351を形成し、マスクとなるリフトオフ用レジスト351で覆われていないフリー磁性層5の表面をArなどの希ガスにより、イオンミリング法や逆スパッタ法によりクリーニングを行う。

ついで、図4に示すように、トラック幅Twに相当する間隔を開けて露出したフリー磁性層5の表面およびリフトオフレジスト351上に、軟磁性層7、7を形成し、続いて、前記軟磁性層7、7の上にバイアス層6、6を形成し、更に、前記バイアス層6、6の上に導電層8、8を形成したのち、リフトオフレジスト351をエッチングにより除去すると、図1に示すスピンドル型薄膜磁気素子1と同じ形状の第2の積層体a2が得られる。

【0090】

このようにして得られた第2の積層体a2に対し、トラック幅Tw方向に前記反強磁性層2の交換異方性磁界よりも小さい第2の磁界を印加しつつ、第2の熱

処理温度で熱処理し、前記フリー磁性層5に前記固定磁性層3の磁化方向と交差する方向のバイアス磁界を付与することによって、スピンドル型薄膜磁気素子1が得られる。

【0091】

次に、反強磁性層の熱処理温度と交換異方性磁界との関係について、図21、図22、図23を参照して詳しく説明する。

図21に示した■印は、基板とフリー磁性層の間に反強磁性層を配置したボトム型シングルスピンドル型薄膜磁気素子の交換異方性磁界の熱処理温度依存性を示し、図21に示した◆印は、フリー磁性層よりも基板から離れた位置に反強磁性層を配置したトップ型シングルスピンドル型薄膜磁気素子の交換異方性磁界の熱処理温度依存性を示す。

従って、◆印のトップ型シングルスピンドル型薄膜磁気素子の反強磁性層は、■印のボトム型シングルスピンドル型薄膜磁気素子の反強磁性層よりも、基板から離れた位置に設けられていることになる。

【0092】

具体的には、図21に示した◆印で示したトップ型スピンドル型薄膜磁気素子は、図24に示すようにSiの基板Kの上にAl₂O₃（厚さ1000Å）からなる下地絶縁層200、Ta（厚さ50Å）からなる下地層210、NiFe合金（厚さ70Å）、Co層（厚さ10Å）の2層からなるフリー磁性層5、Cu（厚さ30Å）からなる非磁性導電層4、Co（厚さ25Å）からなる固定磁性層3、Pt_{55.4}Mn_{44.6}（厚さ300Å）からなる反強磁性層2、Ta（厚さ50Å）からなる保護層220の順に形成された構成のものである。

【0093】

また、図21に示した■印で示したボトム型スピンドル型薄膜磁気素子は、図23に示すように、Si基板Kの上にAl₂O₃（厚さ1000Å）からなる下地絶縁層200、Ta（厚さ30Å）からなる下地層210、Pt_{54.4}Mn_{45.6}（厚さ300Å）からなる反強磁性層2、Co（厚さ25Å）からなる固定磁性層3、Cu（厚さ26Å）からなる非磁性導電層4、Co層（厚さ10Å）、NiFe合金（厚さ70Å）の2層からなるフリー磁性層5、Ta（厚さ50Å）

からなる保護層220の順に形成された構成のものである。

【0094】

即ち、◆印で示したトップ型スピナバルブ型薄膜磁気素子は、反強磁性層2が固定磁性層3の上側に配置され、Si基板Kと反強磁性層2との間には、フリー磁性層5、非磁性導電層4、固定磁性層3が挟まれて形成されている。

即ち、■印で示したボトム型スピナバルブ型薄膜磁気素子は、反強磁性層2が固定磁性層3の下側に配置され、Si基板Kと反強磁性層2との間には、固定磁性層3、非磁性導電層4、フリー磁性層5が形成されていない構造とされる。

【0095】

図21に示すように、■印で示す反強磁性層($Pt_{55.4}Mn_{44.6}$)の交換異方性磁界は、220°Cを過ぎて上昇しはじめ、240°Cを越えると700(Oe)程度になって一定となる。また、◆印で示す反強磁性層($Pt_{54.4}Mn_{45.6}$)の交換異方性磁界は、240°Cを過ぎて上昇し、260°Cを超えると600(Oe)を越えて一定となる。

このように、基板に近い位置に配置された反強磁性層(■印)は、基板より離れた位置に配置された反強磁性層(◆印)と比較して、比較的低い熱処理温度で高い交換異方性磁界が得られることがわかる。

【0096】

本発明のスピナバルブ型薄膜磁気素子1の製造方法は、上述した反強磁性層の性質を利用したものである。

即ち、本発明のスピナバルブ型薄膜磁気素子1は、反強磁性層2と基板Kとの距離が近い(または、固定磁性層3の下に反強磁性層2が配置された)ボトム型スピナバルブ型薄膜磁気素子1であり、前記反強磁性層2に使用される合金と同様の材料によって形成されたバイアス層6が反強磁性層2よりも基板Kから遠い位置に配置されている。

【0097】

したがって、例えば、第1の磁界を印加しつつ、第1の熱処理温度(220~270°C)で前記第1の積層体a1を熱処理すると、反強磁性層2に交換異方性磁界が生じ、固定磁性層3の磁化方向が固定される。また、反強磁性層2の交換

異方性磁界は、600 Oe (48000 A/m) 以上となる。

次に、第1の磁界と直交する方向の第2の磁界を印加しつつ、第2の熱処理温度 (250~270°C) で前記第2の積層体a2を熱処理すると、フリー磁性層5の磁化方向が第1の磁界に対して交差する方向とされる。また、バイアス層6の交換異方性磁界は、600 Oe (48000 A/m) 以上となる。

【0098】

このとき、第2の磁界を先の熱処理にて発生した反強磁性層2の交換異方性磁界よりも小さくしておけば、反強磁性層2に第2の磁界が印加されても、反強磁性層2の交換異方性磁界が劣化することなく、固定磁性層3の磁化方向を固定したままにすることが可能になる。

このことにより、固定磁性層3の磁化方向とフリー磁性層5の磁化方向とを交差する方向にすることができる。

【0099】

第1の熱処理温度は、220°C~270°Cの範囲とすることが好ましい。第1の熱処理温度が220°C未満であると、反強磁性層2の交換異方性磁界が200 (Oe) 以下となって、固定磁性層3の磁化が高くならず、固定磁性層3の磁化方向が2度目の熱処理によりフリー磁性層5の磁化方向と同一方向に磁化されてしまうので好ましくない。一方、第1の熱処理温度が270°Cを越えると、各層の界面、とくに、非磁性導電層4であるCu層とフリー磁性層5またはCu層と固定磁性層3との界面での原子の熱拡散などによる磁気抵抗効果の劣化を引き起こすため好ましくない。

また、第1の熱処理温度を230°C~270°Cの範囲とすれば、反強磁性層2の交換異方性磁界を400 Oe (32000 A/m) 以上とすることができ、固定磁性層3の磁化を大きくすることができるのでより好ましい。

【0100】

第2の熱処理温度は、250°C~270°Cの範囲とすることが好ましい。第2の熱処理温度が250°C未満であると、バイアス層6の交換異方性磁界を400 Oe (32000 A/m) 以上にすることができなくなって、フリー磁性層5に印加する縦バイアス磁界を大きくすることができなくなるので好ましくない。一

方、第2の熱処理温度が270°Cを越えても、もはやバイアス層6の交換異方性磁界は一定となって増大せず、層界面での原子熱拡散などによる磁気抵抗効果の劣化を引き起こすので好ましくない。

【0101】

前記第1の磁界は、10 Oe (800 A/m) 程度以上とすることが好ましい。第1の磁界が10 Oe (800 A/m) 未満であると、反強磁性層2の交換異方性磁界が十分に得られないため好ましくない。

また、前記第2の磁界は、1度目の熱処理で発生した反強磁性層2の交換結合磁界よりも小さい磁界とされ、10~600 Oe (800~48000 A/m) 程度の範囲とすることが好ましい。より好ましくは、200 Oe (1600 A/m) 程度である。第2の磁界が10 Oe (800 A/m) 未満であると、バイアス層6の交換異方性磁界が十分に得られないため好ましくない。一方、第2の磁界が600 Oe (800~48000 A/m) を越えると、1度目の熱処理で発生した反強磁性層の交換結合磁界を劣化させるおそれがあるため好ましくない。

【0102】

次に、熱処理温度が245°Cまたは270°Cである場合における反強磁性層の組成と交換異方性磁界との関係について図22を参照して詳しく説明する。

図示△印は、フリー磁性層よりも基板から離れた位置に反強磁性層を配置した（または、固定磁性層の上に反強磁性層が配置された）トップ型シングルスピンドルバーブ薄膜磁気素子の反強磁性層の組成と交換異方性磁界との関係を示すものであり、図示△印は270°Cで熱処理したものである。

図示○印及び●印は、基板とフリー磁性層の間に反強磁性層を配置した（または、固定磁性層の下に反強磁性層が配置された）ボトム型シングルスピンドルバーブ薄膜磁気素子の反強磁性層の組成と交換異方性磁界との関係を示すものであり、図示○印は270°C、図示●印は245°Cで熱処理したものである。

【0103】

具体的には、△印で示したトップ型スピンドルバーブ型薄膜磁気素子は、図24に示すように、Si基板Kの上にAl₂O₃（厚さ1000 Å）からなる下地絶縁層

200、Ta(厚さ50Å)からなる下地層210、NiFe合金(厚さ70Å)、Co(厚さ10Å)からなる2層のフリー磁性層5、Cu(厚さ30Å)からなる非磁性導電層4、Co(厚さ25Å)からなる固定磁性層3、Pt_mMn_t(厚さ300Å)からなる反強磁性層2、Ta(厚さ50Å)からなる保護層220からなる構成のものである。

【0104】

一方、○印及び●印で示したボトム型スピナルブ型薄膜磁気素子は、図23に示すように、Si基板Kの上にAl₂O₃(厚さ1000Å)からなる下地絶縁層200、Ta(厚さ30Å)からなる下地層210、Pt_mMn_{100-m}(厚さ300Å)からなる反強磁性層2、Co(厚さ25Å)からなる固定磁性層3、Cu(厚さ26Å)からなる非磁性導電層4、Co(厚さ10Å)、NiFe合金(厚さ70Å)の2層からなるフリー磁性層5、Ta(厚さ50Å)からなる保護層220からなる構成のものである。

【0105】

本発明のスピナルブ型薄膜磁気素子1の製造方法では、図22に示すボトム型スピナルブ型薄膜磁気素子およびトップ型スピナルブ型薄膜磁気素子の反強磁性層の性質を利用している。

即ち、ボトム型スピナルブ型薄膜磁気素子である本発明のスピナルブ型薄膜磁気素子1では、反強磁性層2に使用される合金の組成範囲は、図23に示すボトム型スピナルブ型薄膜磁気素子の反強磁性層と同様とすることが好ましく、前記バイアス層6に使用される合金の組成範囲は、図24に示すトップ型スピナルブ型薄膜磁気素子の反強磁性層と同様とすることが好ましい。

【0106】

また、図22から明らかなように、ボトム型スピナルブ型薄膜磁気素子の反強磁性層、ここでは前記反強磁性層2をX_mMn_{100-m}(但しXは、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素)からなる合金としたときは、組成比を示すmが、48原子%≤m≤60原子%であることが好ましい。

mが48原子%未満または60原子%を越えると、熱処理温度270℃の第2

の熱処理を行っても、 X_mMn_{100-m} の結晶格子がL10型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界（交換異方性磁界）を示さなくなるので好ましくない。

【0107】

また、組成比mのより好ましい範囲は、48原子% $\leq m \leq 58$ 原子%である。

48原子%未満または58原子%以上を越えると、熱処理温度245°Cの第1の熱処理を行っても、 X_mMn_{100-m} の結晶格子がL10型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

mの更に好ましい範囲は、49.8原子% $\leq m \leq 58$ 原子%であり、熱処理温度270°Cの第2の熱処理を行った後に400 Oe (32000 A/m) 以上の交換異方性磁界が得られる。

【0108】

また、ボトム型スピナルブ型薄膜磁気素子の反強磁性層、即ち前記反強磁性層2をPt_mMn_{100-m-n}D_n（但し、Dは、Pd、Ir、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素）としたとき、組成比を示すm、nは、48原子% $\leq m+n \leq 60$ 原子%、0.2原子% $\leq n \leq 40$ 原子%であることが好ましい。

組成比m+nが48原子%未満または60原子%を越えると、熱処理温度270°Cの第2の熱処理を行っても、Pt_mMn_{100-m-n}D_nの結晶格子がL10型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、組成比nが0.2原子%未満であると、反強磁性層2の結晶格子の規則化の促進の効果、即ち、交換異方性磁界を大きくする効果が乏しくなるので好ましくなく、組成比nが40原子%を越えると、逆に交換異方性磁界が減少するので好ましくない。

【0109】

また、組成比m+nのより好ましい範囲は、48原子% $\leq m+n \leq 58$ 原子%である。

組成比 $m+n$ が 48 原子%未満または 58 原子%を越えると、熱処理温度 245 °C の第 1 の熱処理を行っても、 $Pt_mMn_{100-m-n}D_n$ の結晶格子が L10 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、組成比 $m+n$ の更に好ましい範囲は、 $49.8 \text{ 原子\%} \leq m+n \leq 58 \text{ 原子\%}$ 、 $0.2 \% \leq n \leq 40$ であり、400 Oe (32000 A/m) 以上の交換異方性磁界が得られる。

【0110】

また、ボトム型スピンドルブ型薄膜磁気素子の反強磁性層、即ち前記反強磁性層 2 を $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ (但し、L は、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Kr のうちの少なくとも 1 種または 2 種以上の元素) としたとき、組成比を示す q、j は、 $48 \text{ 原子\%} \leq q+j \leq 60 \text{ 原子\%}$ 、 $0.2 \text{ 原子\%} \leq j \leq 10 \text{ 原子\%}$ であることが好ましい。

組成比 $q+j$ が 48 原子%未満または 60 原子%を越えると、熱処理温度 270 °C の第 2 の熱処理を行っても、 $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ の結晶格子が L10 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、組成比 j が 0.2 原子%未満であると、元素 L の添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないで好ましくなく、j が 10 原子%を越えると、一方向性交換異方性磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0111】

また、組成比を示す $q+j$ のより好ましい範囲は、 $48 \text{ 原子\%} \leq q+j \leq 58 \text{ 原子\%}$ である。

組成比 $q+j$ が 48 原子%未満または 58 原子%を越えると、熱処理温度 245 °C の第 1 の熱処理を行っても、 $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ の結晶格子が L10 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、組成比を示す $q+j$ の更に好ましい範囲は、 $49.8 \text{ 原子\%} \leq q+j \leq 58 \text{ 原子\%}$ 、 $0.2 \text{ 原子\%} \leq j \leq 10 \text{ 原子\%}$ であり、400 Oe (32000 A

A/m) 以上の交換異方性磁界が得られる。

【0112】

図22から明らかなように、トップ型のスピンドルブ型薄膜磁気素子の反強磁性層、ここでは前記バイアス層6を $X_m \text{Mn}_{100-m}$ (但し、Xは、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素) からなる合金としたときは、組成比mが、52原子% $\leq m \leq$ 60原子%であることが好ましい。

組成比mが52原子%未満または60原子%以上を越えると、熱処理温度270°Cの第2の熱処理を行っても、 $X_m \text{Mn}_{100-m}$ の結晶格子がL10型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、組成比mのより好ましい範囲は、52.8原子% $\leq m \leq$ 59.2原子%であり、200 Oe (16000 A/m) 以上の交換異方性磁界、即ち、バイアス磁界が得られる。

【0113】

また、トップ型スピンドルブ型薄膜磁気素子の反強磁性層、即ち前記バイアス層6を $\text{Pt}_m \text{Mn}_{100-m-n} \text{D}_n$ (但し、Dは、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素) としたとき、組成比を示すm、nは、52原子% $\leq m+n \leq$ 60原子%、0.2原子% $\leq n \leq$ 40原子%であることが好ましい。

【0114】

組成比m+nが52原子%未満または60原子%を越えると、熱処理温度270°Cの第2の熱処理を行っても、 $\text{Pt}_m \text{Mn}_{100-m-n} \text{D}_n$ の結晶格子がL10型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、組成比nが0.2原子%未満であると、反強磁性層2の結晶格子の規則化の促進の効果、即ち、交換異方性磁界を大きくする効果が乏しくなるので好ましくなく、組成比nが40原子%を越えると、逆に交換異方性磁界が減少するので好ましくない。

更に、組成比m+nのより好ましい範囲は、52.8原子% $\leq m+n \leq$ 59.2

原子%、0.2原子% \leq n \leq 40原子%であり、200 Oe (16000 A/m) 以上の交換異方性磁界、即ち、バイアス磁界が得られる。

【0115】

また、トップ型スピナルブ型薄膜磁気素子の反強磁性層、即ち前記バイアス層6をPt_qMn_{100-q-j}L_j (但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素)としたとき、組成比を示すq、jは、52原子% \leq q+j \leq 60原子%、0.2原子% \leq j \leq 10原子%であることが好ましい。

組成比q+jが52原子%未満または60原子%を越えると、熱処理温度270℃の第2の熱処理を行っても、Pt_qMn_{100-q-j}L_jの結晶格子がL10型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、jが0.2原子%未満であると、元素Lの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、jが10原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0116】

また、組成比m+nのより好ましい範囲は、52.8原子% \leq m+n \leq 59.2原子%、0.2原子% \leq n \leq 40原子%であり、200 (Oe) 以上の交換異方性磁界、即ち、バイアス磁界が得られる。

【0117】

また、図22から明らかなように、ボトム型スピナルブ型薄膜磁気素子の反強磁性層ここでは前記反強磁性層2、およびトップ型スピナルブ型薄膜磁気素子の反強磁性層ここでは前記バイアス層6がX_mMn_{100-m} (但し、Xは、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素) からなる合金としたとき、前記反強磁性層2および前記バイアス層6の組成比を示すmが、52原子% \leq m \leq 58原子%であることが好ましい。

【0118】

組成比mが52原子%未満であると、熱処理温度270℃の第2の熱処理を行っても、前記バイアス層6を構成するX_mMn_{100-m}の結晶格子がL10型の規

則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、組成比mが5.8原子%を越えると、熱処理温度245°Cの第1の熱処理を行っても前記反強磁性層2を構成する X_mMn_{100-m} の結晶格子がL10型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなる、熱処理温度270°Cの第2の熱処理を行った際、固定磁性層3の磁化方向がバイアス層6の磁化方向と同一に磁化されたり、固定磁性層3の磁化方向がバイアス層6の磁化方向と直交しなくなり、結果として、再生出力波形の対称性が得られなくなるので好ましくない。

【0119】

また、前記反強磁性層2および前記バイアス層6が、 X_mMn_{100-m} からなる合金としたとき、反強磁性層2およびバイアス層6の組成比を示すmが、5.2原子% $\leq m \leq 56.3$ 原子%であることがより好ましい。

【0120】

組成比mが5.2原子%未満であると熱処理温度270°Cの第2の熱処理を行っても、バイアス層6を構成する X_mMn_{100-m} の結晶格子がL10型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、組成比mが56.3原子%を越えると、反強磁性層2による交換異方性磁界よりもバイアス層6による交換異方性磁界の方が大きくなり、熱処理温度270°Cの第2の熱処理を行う場合に、反強磁性層2による交換異方性磁界よりも大きな外部磁界をバイアス層6に印加することとなり、熱処理温度270°Cの第2の熱処理の際に、固定磁性層3がフリー磁性層5の磁化と同一の方向に磁化されたり、第2の熱処理の際にフリー磁性層5の磁化方向と固定磁性層3の磁化方向とを直交方向に揃え難くなるので好ましくない。

【0121】

従って、反強磁性層2およびバイアス層6の上記組成比が5.2原子% $\leq m \leq 56.3$ 原子%の範囲であれば、第1の熱処理時に反強磁性層2の交換異方性磁界が発生し、第2の熱処理を行った後も反強磁性層2の交換異方性磁界がバイアス

層6の交換結合磁界よりも大きくなるので、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対し、固定磁性層3の磁化方向は変化せずに固定され、フリー磁性層5の磁化方向はスムーズに変化することができるため好ましい。

【0122】

また、反強磁性層2およびバイアス層6が $Pt_mMn_{100-m-n}D_n$ （但し、Dは、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素）としたとき、組成比を示すm、nは、52原子% $\leq m+n \leq$ 58原子%、0.2原子% $\leq n \leq$ 40原子%であることが好ましい。

【0123】

組成比 $m+n$ が52原子%未満であると、熱処理温度270℃の第2の熱処理を行っても、前記バイアス層6を構成する $Pt_mMn_{100-m-n}D_n$ の結晶格子がL10型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、 $m+n$ が58原子%を越えると、熱処理温度245℃の第1の熱処理を行っても、前記反強磁性層2を構成する $Pt_mMn_{100-m-n}D_n$ の結晶格子がL10型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなる、熱処理温度270℃の第2の熱処理を行った際に、固定磁性層3の磁化方向がバイアス層6の磁化方向と同一とされたり、固定磁性層3の磁化方向がバイアス層6の磁化方向と直交しなくなり、結果として、再生出力波形の対称性が得られなくなるので好ましくない。

【0124】

また、組成比nが0.2原子%未満であると、元素Dの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないで好ましくなく、nが40原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0125】

また、前記反強磁性層2およびバイアス層6が、 $Pt_mMn_{100-m-n}D_n$ からなる合金としたとき、組成比を示すm、nが、52原子% $\leq m+n \leq$ 56.3原子%、0.2原子% $\leq n \leq$ 40原子%であることがより好ましい。

【0126】

組成比 $m+n$ が 5.2 原子%未満であると、熱処理温度 270℃ の第2の熱処理を行っても、前記バイアス層6を構成する $Pt_mMn_{100-m-n}D_n$ の結晶格子が L10型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、組成比 $m+n$ が 56.3 原子%を越えると、反強磁性層2による交換異方性磁界よりもバイアス層6による交換異方性磁界の方が大きくなり、熱処理温度 270℃ の第2の熱処理を行う場合に、反強磁性層2による交換異方性磁界よりも大きな外部磁界がバイアス層6に印加されることとなり、熱処理温度 270℃ の第2の熱処理の際に、固定磁性層3がフリー磁性層5の磁化と同一の方向に磁化されたり、第2の熱処理の際に、フリー磁性層5の磁化方向と固定磁性層3の磁化方向とを直交方向に揃え難くなるので好ましくない。

【0127】

また、組成比 n が 0.2 原子%未満であると、元素Dの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないで好ましくなく、 n が 40 原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0128】

従って、反強磁性層2およびバイアス層6の上記組成比が $5.2 \text{ 原子\%} \leq m+n \leq 56.3 \text{ 原子\%}$ であり、 $0.2 \text{ 原子\%} \leq n \leq 40 \text{ 原子\%}$ であれば、第1の熱処理時に反強磁性層2の交換異方性磁界が発生し、第2の熱処理を行った後、反強磁性層2の交換異方性磁界がバイアス層6の交換結合磁界よりも大きくなるので、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対し、固定磁性層3の磁化方向は変化せずに固定され、フリー磁性層5の磁化方向はスムーズに変化することができるため好ましい。

【0129】

また、反強磁性層2およびバイアス層6が、 $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ (但し L は、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素) からなる組成の合金としたとき、組成比を示す q 、 j は、 $5.2 \text{ 原子\%} \leq q+j \leq 58 \text{ 原子\%}$ 、 $0.2 \text{ 原子\%} \leq j \leq 10 \text{ 原子\%}$ であることが好ましい。

【0130】

組成比 $q + j$ が 52 原子%未満であると、熱処理温度 270°C の第2の熱処理を行っても、前記バイアス層6を構成する $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ の結晶格子が L10型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、組成比 $q + j$ が 58 原子%を越えると、熱処理温度 245°C の第1の熱処理を行っても、前記反強磁性層2を構成する $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ の結晶格子が L10型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなり、熱処理温度 270°C の第2の熱処理を行った際に、固定磁性層3の磁化方向がバイアス層6の磁化方向と同一とされたり、固定磁性層3の磁化方向がバイアス層6の磁化方向と直交しなくなり、結果として、再生出力波形の対称性が得られなくなるので好ましくない。

【0131】

また、組成比 j が 0.2 原子%未満であると、元素Lの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、 j が 10 原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0132】

また、前記反強磁性層2およびバイアス層6が、 $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ からなる合金としたとき、組成比を示す q 、 j が、 52 原子% $\leqq q + j \leqq 56.3$ 原子%、 0.2 原子% $\leqq j \leqq 10$ 原子% であることがより好ましい。

【0133】

組成比 $q + j$ が 52 原子%未満であると、熱処理温度 270°C の第2の熱処理を行っても、前記バイアス層6を構成する $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ の結晶格子が L10型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、組成比 $q + j$ が 56.3 原子%を越えると、反強磁性層2による交換異方性磁界よりもバイアス層6による交換異方性磁界の方が大きくなり、熱処理温度 270°C の第2の熱処理を行う場合に、反強磁性層2による交換異方性磁界よりも大きな外部磁界がバイアス層6に印加されることとなり、熱処理温度 270

℃の第2の熱処理の際に、固定磁性層3がフリー磁性層5の磁化と同一の方向に磁化されたり、第2の熱処理の際に、フリー磁性層5の磁化方向と固定磁性層3の磁化方向とを直交方向に揃え難くなるので好ましくない。

【0134】

また、組成比jが0.2原子%未満であると、元素Lの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないで好ましくなく、jが10原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0135】

従って、反強磁性層2およびバイアス層6の上記組成比が $5.2 \text{ 原子\%} \leq q + j \leq 56.3 \text{ 原子\%}$ であり、 $0.2 \text{ 原子\%} \leq j \leq 10 \text{ 原子\%}$ であれば、第1の熱処理時に反強磁性層2の交換異方性磁界が発生し、第2の熱処理を行った後、反強磁性層2の交換異方性磁界がバイアス層6の交換結合磁界よりも大きくなるので、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対して、固定磁性層3の磁化方向は変化せずに固定され、フリー磁性層5の磁化方向はスムーズに変化することができるため好ましい。

【0136】

また、ボトム型スピンドルブ型薄膜磁気素子の反強磁性層、ここでは前記反強磁性層2の組成と、トップ型スピンドルブ型薄膜磁気素子の反強磁性層ここでは前記バイアス層6の組成を異ならしめ、例えば反強磁性層2のMn濃度をバイアス層6のMn濃度よりも多くすることにより、第1の熱処理後の両者の交換結合磁界の差をより顕著にでき、第2の熱処理後にフリー磁性層5と固定磁性層3の磁化をより確実に直交状態とすることが可能となる。

また、第2の熱処理後のMn濃度を異ならしめた反強磁性層2とバイアス層6の両者の交換異方性磁界の差を、更に顕著にすることができ、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対し、固定磁性層3の磁化方向は変化せずに固定され、フリー磁性層5の磁化方向はスムーズに変化することができる。

【0137】

即ち、バイアス層6を、 $X_m Mn_{100-m}$ (Xが、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素、組成比を示すmが $5.2 \text{ 原子\%} \leq m \leq$

60原子%)からなる合金とし、反強磁性層2を、 X_mMn_{100-m} (Xが、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素、組成比を示すmが、48原子%≤m≤58原子%)からなる合金とすることがより好ましい。

【0138】

バイアス層6の組成を示すmが、52原子%未満若しくは60原子%を越えると、図22に示すように、熱処理温度270℃の第2の熱処理を行っても、バイアス層6を構成する X_mMn_{100-m} の結晶格子がL10型の規則格子へと規則化にくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、反強磁性層2の組成を示すmが、48原子%未満若しくは58原子%を越えると、熱処理温度245℃の第1の熱処理を行っても反強磁性層2を構成する X_mMn_{100-m} の結晶格子がL10型の規則格子へと規則化にくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

【0139】

よって、第1の熱処理温度245℃の第1の熱処理を行った後に、反強磁性層2の交換異方性磁界を発生させ、かつ第2の熱処理温度が270℃の第2の熱処理時に、反強磁性層2の交換異方性磁界よりも小さな外部磁界を印加して、第2の熱処理を行った後に、反強磁性層2の交換異方性磁界がバイアス層6の交換異方性磁界よりも大きくなるように、反強磁性層2の組成比(48原子%≤m≤58原子%)とバイアス層6の組成比(52原子%≤m≤60原子%)の範囲の中から各々の組成比を異ならせて選択すればよい。

【0140】

このような条件を満たす組成比を各々選択して組成範囲を異ならしめることにより、反強磁性層2とバイアス層6を同一組成で形成した場合よりも、第2の熱処理時における反強磁性層2の交換結合磁界とバイアス層6の交換異方性磁界の差を顕著にできる組み合わせが可能になり、設計の自由度が向上する。

また、第1の熱処理の際に、反強磁性層2の交換異方性磁界を発生させ、第2

の熱処理の際に、反強磁性層2の交換異方性磁界よりも小さな外部磁界を印加させることにより、反強磁性層2の交換異方性磁界を劣化または磁化方向を変えることがなく、固定磁性層3の磁化方向を強固に固定したまま、フリー磁性層5と固定磁性層3の磁化方向を交差させることができる。

【0141】

更に、第2の熱処理後に、反強磁性層2の交換異方性磁界をバイアス層6の交換異方性磁界よりも大きくすることができ、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対して、固定磁性層3の磁化方向が変化せずに固定され、フリー磁性層5の磁化方向はスムーズに変化することが可能となる。

【0142】

反強磁性層2とバイアス層6の好ましい別の組み合わせは、バイアス層6を、 $Pt_mMn_{100-m-n}D_n$ (D が、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素、組成比を示すm、nが、52原子% $\leq m+n \leq 60$ 原子%、0.2原子% $\leq n \leq 40$ 原子%) からなる合金とし、反強磁性層2を、 $Pt_mMn_{100-m-n}D_n$ (但し、Dは、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種、または2種以上の元素、組成比を示すm、nは、48原子% $\leq m+n \leq 58$ 原子%、0.2原子% $\leq n \leq 40$ 原子%) からなる合金とすることが好ましい。

【0143】

バイアス層6の組成を示すm+nが52原子%未満若しくは60原子%を越えると、熱処理温度270°Cの第2の熱処理を行っても、バイアス層6を構成する $Pt_mMn_{100-m-n}D_n$ の結晶格子がL10型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、バイアス層6の組成を示すnが0.2原子%未満であると、元素Dの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないで好ましくなく、nが40原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0144】

また、反強磁性層2の組成を示す $m+n$ が4.8原子%未満若しくは5.8原子%を越えると、熱処理温度245°Cの第1の熱処理を行っても、反強磁性層2を構成する $Pt_mMn_{100-m-n}D_n$ の結晶格子がL10型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、第2反強磁性層の組成を示すnが0.2原子%未満であると、元素Dの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、nが4.0原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0145】

よって、第1の熱処理温度245°Cの第1の熱処理を行った後に、反強磁性層2の交換異方性磁界を発生させ、かつ第2の熱処理温度が270°Cの第2の熱処理時に、反強磁性層2の交換異方性磁界よりも小さな外部磁界を印加して、第2の熱処理を行った後に、反強磁性層2の交換異方性磁界がバイアス層6の交換異方性磁界よりも大きくなるように、反強磁性層2の組成比（4.8原子% $\leq m+n \leq 5.8$ 原子%）とバイアス層6の組成比（5.2原子% $\leq m+n \leq 6.0$ 原子%）の範囲の中から各々の組成比を異ならせて選択すればよい。

【0146】

このような条件を満たす組成比を各々選択して組成範囲を異ならしめることにより、反強磁性層2とバイアス層6を同一組成で形成した場合よりも、第2の熱処理時における各々の反強磁性層2の交換結合磁界とバイアス層6の交換異方性磁界の差を顕著にできる組み合わせが可能になり、設計の自由度が向上する。

また、第1の熱処理の際に、反強磁性層2の交換異方性磁界を発生させ、第2の熱処理の際に、反強磁性層2の交換異方性磁界よりも小さな外部磁界を印加させることにより、反強磁性層2の交換異方性磁界を劣化または磁化方向を変えることがなく、固定磁性層3の磁化方向を強固に固定したまま、フリー磁性層5と固定磁性層3の磁化方向を交差させることができる。

【0147】

更に、第2の熱処理後に、反強磁性層2の交換異方性磁界をバイアス層6の交

換異方性磁界よりも大きめで、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対して、固定磁性層3の磁化方向が変化せずに固定され、フリー磁性層5の磁化方向はスムーズに変化することが可能となる。

【0148】

反強磁性層2とバイアス層6の好ましい別の組み合わせは、バイアス層6をPt_qMn_{100-q-j}L_j（但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素、組成比を示すq、jが、5.2原子%≤q+j≤6.0原子%、0.2原子%≤j≤1.0原子%）からなる合金とし、反強磁性層2を、Pt_qMn_{100-q-j}L_j（但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素、組成比を示すq、jが、4.8原子%≤q+j≤5.8原子%、0.2原子%≤j≤1.0原子%）からなる合金とすることが好ましい。

【0149】

バイアス層6の組成を示すq+jが、5.2原子%未満若しくは6.0原子%を越えると、熱処理温度270℃の第2の熱処理を行っても、バイアス層6を構成するPt_qMn_{100-q-j}L_jの結晶格子がL10型の規則格子へと規則化されにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、バイアス層6の組成を示すjが、0.2原子%未満であると、元素Lの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないで好ましくなく、組成比jが1.0原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0150】

また、反強磁性層2の組成を示すq+jが、4.8原子%未満若しくは5.8原子%を越えると、熱処理温度245℃の第1の熱処理を行っても、反強磁性層2を構成するPt_qMn_{100-q-j}L_jの結晶格子がL10型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、反強磁性層2の組成を示すjが、0.2原子%未満であると、元素Lの

添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、 j が 10 原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0151】

よって、第1の熱処理温度 245°C の第1の熱処理を行った後に、反強磁性層2の交換異方性磁界を発生させ、かつ第2の熱処理温度が 270°C の第2の熱処理時に、反強磁性層2の交換異方性磁界よりも小さな外部磁界を印加して、第2の熱処理を行った後に、反強磁性層2の交換異方性磁界がバイアス層6の交換異方性磁界よりも大きくなるように、反強磁性層2の組成比 (48 原子% $\leq q + j \leq 58$ 原子%) とバイアス層6の組成比 (52 原子% $\leq q + j \leq 60$ 原子%) の範囲の中から各々の組成比を異ならせて選択すればよい。

【0152】

このような条件を満たす組成比を各々選択して組成範囲を異ならしめることにより、反強磁性層2とバイアス層6を同一組成で形成した場合よりも、第1の熱処理時および第2の熱処理時における各々の反強磁性層2の交換結合磁界とバイアス層6の交換異方性磁界の差を顕著にできる組み合わせが可能になり、設計の自由度が向上する。

また、第1の熱処理の際に、反強磁性層2の交換異方性磁界を発生させ、第2の熱処理の際に、反強磁性層2の交換異方性磁界よりも小さな外部磁界を印加させることにより、反強磁性層2の交換異方性磁界を劣化または磁化方向を変えることがなく、固定磁性層3の磁化方向を強固に固定したまま、フリー磁性層5と固定磁性層3の磁化方向を交差させることができる。

【0153】

更に、第2の熱処理後に、反強磁性層2の交換異方性磁界をバイアス層6の交換異方性磁界よりも大きくでき、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対し、固定磁性層3の磁化方向が変化せずに固定され、フリー磁性層5の磁化方向はスムーズに変化することが可能となる。

【0154】

このようなスピンドル型薄膜磁気素子1では、反強磁性層2およびバイアス

層6が、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素とMnとを含む合金からなるものであるので、交換異方性磁界の温度特性が良好となり、耐熱性に優れたスピンドル型薄膜磁気素子1となる。

【0155】

例えば、PtMn合金のブロッキング温度は、380°C程度であり、従来のスピンドル型薄膜磁気素子においてバイアス層に用いられていたFeMn合金の150°Cと比較して高い。

したがって、装置内の温度が高温となる薄膜磁気ヘッドなどの装置に備えられた場合の耐久性が良好で、温度変化による交換異方性磁界（交換結合磁界）の変動が少ない優れたスピンドル型薄膜磁気素子1とすることができる。

【0156】

更にまた、反強磁性層2を上記の材料で形成することで、ブロッキング温度が高いものとなり、反強磁性層2に大きな交換異方性磁界を発生させることができるので、固定磁性層3の磁化方向を強固に固定することができる。

また、本発明のバイアス層6、反強磁性層2の中でもPtMn合金のブロッキング温度は380°Cであり、IrMn合金の230°Cと比較しても高く、より好ましい。

【0157】

このようなスピンドル型薄膜磁気素子1の製造方法では、反強磁性層2およびバイアス層6に、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金を用い、前記合金の性質を利用して、1度目の熱処理で固定磁性層3の磁化方向を固定し、2度目の熱処理でフリー磁性層5の磁化方向を前記固定磁性層3の磁化方向と交差する方向に揃えるので、固定磁性層3の磁化方向に悪影響を与えることなく、フリー磁性層5の磁化方向を固定磁性層3の磁化方向と交差する方向に揃えることができ、耐熱性に優れたスピンドル型薄膜磁気素子1を得ることができる。

【0158】

また、このスピナルブ型薄膜磁気素子の製造方法は、第1の積層体a1の上に軟磁性層7、7を形成し、前記軟磁性層7、7の上にバイアス層6、6を形成する方法があるので、軟磁性層7、7を形成したのち、真空を破ることなく前記バイアス層6、6を形成することができ、前記バイアス層6、6が形成される表面をイオンミリングや逆スパッタによりクリーニングする必要がないため、再付着物によるコンタミや、表面の結晶状態の乱れによる交換異方性磁界の発生に対する悪影響など、クリーニングすることに起因する不都合が生じない優れた製造方法とすることができます。

また、前記バイアス層6、6を形成する前に前記バイアス層6、6が形成される面をクリーニングする必要がないため、容易に製造することができる。

【0159】

一方、フリー磁性層5と軟磁性層7の界面での強磁性結合は、反強磁性層との界面での交換結合ほどコンタミなどに敏感でない。このため、一旦大気に出してから軟磁性層7を成膜しても十分にフリー磁性層5への縦バイアス磁界を確保することができるが、軟磁性層7の成膜に先立って、イオンミリングや逆スパッタなどによるクリーニングを真空を破ることなく行ってもよい。

【0160】

また、スライダ151に上記のスピナルブ型薄膜磁気素子1が備えられてなる薄膜磁気ヘッドとすることで、耐久性および耐熱性に優れ、十分な交換異方性磁界が得られる信頼性の高い薄膜磁気ヘッドとすることができます。

【0161】

本発明の第1の実施形態のスピナルブ型薄膜磁気素子1においては、上述したように、非磁性導電層4の厚さ方向上下に、固定磁性層3とフリー磁性層5をそれぞれ単層構造として設けたが、これらを複数構造としてもよい。

【0162】

巨大磁気抵抗変化を示すメカニズムは、非磁性導電層4と固定磁性層3とフリー磁性層5との界面で生じる伝導電子のスピニン依存散乱によるものである。Cuなどからなる前記非磁性導電層4に対し、スピニン依存散乱が大きな組み合わせとして、Co層が例示できる。このため、固定磁性層3をCo以外の材料で形成し

た場合、固定磁性層3の非磁性導電層4側の部分を図1の2点鎖線で示すように薄いC○層3aで形成することが好ましい。また、フリー磁性層5をC○以外の材料で形成した場合も固定磁性層3の場合と同様に、フリー磁性層5の非磁性導電層4側の部分を図1の2点鎖線で示すように薄いC○層5aで形成することが好ましい。

【0163】

[第2の実施形態]

図7は、本発明の第2の実施形態のスピナルブ型薄膜磁気素子を模式図的に示した横断面図であり、図8は、図7に示したスピナルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図である。

このスピナルブ型薄膜磁気素子においても、図1に示すスピナルブ型薄膜磁気素子と同様に、ハードディスク装置に設けられた浮上式スライダのトレーリング側端部などに設けられて、ハードディスクなどの記録磁界を検出するものである。

なお、ハードディスクなどの磁気記録媒体の移動方向は、図示Z方向であり、磁気記録媒体からの洩れ磁界の方向は、Y方向である。

【0164】

図7および図8に示すスピナルブ型薄膜磁気素子は、反強磁性層、固定磁性層、非磁性導電層、及びフリー磁性層が一層ずつ形成された、いわゆるボトム型のシングルスピナルブ型薄膜磁気素子の一種である。

また、この例のスピナルブ型薄膜磁気素子も、図1に示すスピナルブ型薄膜磁気素子と同様に、反強磁性材料からなるバイアス層を用いたエクスチエンジバイアス方式により、フリー磁性層の磁化方向を固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃えるものである。

【0165】

図7および図8において、符号Kは基板を示している。この基板Kの上には、A12O3などの絶縁下地層200、下部シールド層163、下部ギャップ層164、反強磁性層11が形成され、更に、前記反強磁性層11の上には、第1の固定磁性層12が形成されている。そして、前記第1の固定磁性層12の上には

、非磁性中間層13が形成され、前記非磁性中間層13の上には、第2の固定磁性層14が形成されている。前記第2の固定磁性層14の上には、非磁性導電層15が形成され、更に前記非磁性導電層15の上には、フリー磁性層16が形成されている。

【0166】

また、前記フリー磁性層16の上には、軟磁性層19、19がトラック幅Twに相当する間隔を開けて設けられている。前記軟磁性層19、19の上には、バイアス層130、130が設けられ、前記バイアス層130、130の上には、導電層131、131が形成されている。

【0167】

このスピナバルブ型薄膜磁気素子においては、上述の第1の実施形態のスピナバルブ型薄膜磁気素子と同様に、反強磁性層11は、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金からなるものであり、磁場中熱処理により第1の固定磁性層12、第2の固定磁性層14をそれぞれ一定の方向に磁化するものである。

【0168】

前記第1の固定磁性層12および第2の固定磁性層14は、例えば、Co膜、NiFe合金、CoNiFe合金、CoNi合金、CoFe合金などで形成されている。

また、第1の固定磁性層12と第2の固定磁性層14との間に介在する非磁性中間層13は、Ru、Rh、Ir、Cr、Re、Cuのうち1種あるいは2種以上の合金で形成されていることが好ましい。

【0169】

ところで、図7に示す第1の固定磁性層12及び第2の固定磁性層14に示されている矢印は、それぞれの磁気モーメントの大きさ、及びその方向を表しており、前記磁気モーメントの大きさは、飽和磁化(Ms)と膜厚(t)とをかけた値で選定される。

【0170】

図7および図8に示す第1の固定磁性層12と第2の固定磁性層14とは同じ材質で形成され、しかも、第2の固定磁性層14の膜厚 t_{P_2} が、第1の固定磁性層12の膜厚 t_{P_1} よりも大きく形成されているために、第2の固定磁性層14の方が第1の固定磁性層12に比べ、磁気モーメントが大きくなっている。

また、第1の固定磁性層12および第2の固定磁性層14が異なる磁気モーメントを有することが望ましい。したがって、第1の固定磁性層12の膜厚 t_{P_1} が第2の固定磁性層14の膜厚 t_{P_2} より厚く形成されていてもよい。

【0171】

第1の固定磁性層12は、図7および図8に示すように、図示Y方向、即ち記録媒体から離れる方向（ハイト方向）に磁化されており、非磁性中間層13を介して対向する第2の固定磁性層14の磁化は、前記第1の固定磁性層12の磁化方向と反平行（フェリ状態）に磁化されている。

【0172】

第1の固定磁性層12は、反強磁性層11に接して形成され、磁場中アニール（熱処理）を施すことにより、前記第1の固定磁性層12と反強磁性層11との界面にて交換結合磁界（交換異方性磁界）が発生し、例えば、図7および図8に示すように、前記第1の固定磁性層12の磁化が、図示Y方向に固定される。前記第1の固定磁性層12の磁化が、図示Y方向に固定されると、非磁性中間層13を介して対向する第2の固定磁性層14の磁化は、第1の固定磁性層12の磁化と反平行状態（フェリ状態）で固定される。

【0173】

このようなスピナバルブ型薄膜磁気素子においては、交換結合磁界が大きいほど、第1の固定磁性層12の磁化と第2の固定磁性層14の磁化を安定して反平行状態に保つことが可能である。この例のスピナバルブ型薄膜磁気素子では、反強磁性層11として、ブロッキング温度が高く、しかも第1の固定磁性層12との界面で大きい交換結合磁界（交換異方性磁界）を発生させる上記の合金を使用することで、前記第1の固定磁性層12及び第2の固定磁性層14の磁化状態を熱的にも安定して保つことができる。

【0174】

以上のようにこのようなスピナルブ型薄膜磁気素子では、第1の固定磁性層12と第2の固定磁性層14との膜厚比を適正な範囲内に収めることによって、交換結合磁界(H_{ex})を大きくでき、第1の固定磁性層12と第2の固定磁性層14の磁化を、熱的にも安定した反平行状態(フェリ状態)に保つことができ、しかも、良好な△MR(抵抗変化率)を得ることが可能である。

【0175】

図7および図8に示すように、第2の固定磁性層14の上には、Cuなどで形成された非磁性導電層15が形成され、更に前記非磁性導電層15の上には、フリー磁性層16が形成されている。

前記フリー磁性層16は、図7および図8に示すように、2層で形成されており、前記非磁性導電層15に接する側に形成された符号17の層はCo膜で形成されている。また、もう一方の層18は、NiFe合金や、CoFe合金、あるいはCoNiFe合金などで形成されている。

なお、非磁性導電層15に接する側にCo膜の層17を形成する理由は、Cuにより形成された前記非磁性導電層15との界面での金属元素等の拡散を防止でき、また、△MR(抵抗変化率)を大きくできるからである。

前記軟磁性層19、19は、NiFe合金などで形成されることが好ましい。

【0176】

また、バイアス層130、130は、前記反強磁性層11と同様に、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金からなるものとされる。

前記バイアス層130のバイアス磁界の影響を受けて、前記フリー磁性層16の磁化は、図示X1方向に磁化された状態となっている。

また、導電層131、131は、Au、W、Cr、Taなどにより形成されることが好ましい。

【0177】

図7および図8におけるスピナルブ型薄膜磁気素子では、前記導電層131、131からフリー磁性層16、非磁性導電層15、及び第2の固定磁性層14

にセンス電流が与えられる。記録媒体から図7および図8に示す図示Y方向に磁界が与えられると、フリー磁性層16の磁化は、図示X1方向からY方向に変動し、このときの非磁性導電層15とフリー磁性層16との界面、及び非磁性導電層15と第2の固定磁性層14との界面でスピニに依存した伝導電子の散乱が起ることにより、電気抵抗が変化し、記録媒体からの洩れ磁界が検出される。

【0178】

ところで前記センス電流は、実際には、第1の固定磁性層12と非磁性中間層13の界面などにも流れる。前記第1の固定磁性層12は△MRに直接関与せず、前記第1の固定磁性層12は、△MRに関する第2の固定磁性層14を適正な方向に固定するための、いわば補助的な役割を担った層となっている。

このため、センス電流が、第1の固定磁性層12及び非磁性中間層13に流れることは、シャントロス（電流ロス）になるが、このシャントロスの量は非常に少なく、第2の実施形態では、従来とほぼ同程度の△MRを得ることが可能となっている。

【0179】

この例のスピバルブ型薄膜磁気素子は、図1に示すスピバルブ型薄膜磁気素子とほぼ同様の製造方法により製造することができる。

即ち、本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子の製造方法では、基板K上に、反強磁性層11、第1の固定磁性層12、非磁性中間層13、第2の固定磁性層14、非磁性導電層15、フリー磁性層16を順次積層して第1の積層体を形成したのち、前記第1の積層体にトラック幅Tw方向と直交する方向である第1の磁界を印加しつつ、第1の熱処理温度で熱処理し、前記反強磁性層11に交換異方性磁界を発生させて、前記第1の固定磁性層12の磁化を固定する。

【0180】

次に、前記第1の積層体の上に、リフトオフ用レジストを使用する方法などにより、トラック幅Twに相当する間隔を開けて軟磁性層19、19を形成し、続いて、前記軟磁性層19、19の上にバイアス層130、130を形成し、更に、前記バイアス層130、130の上に導電層131、131を形成し、図7および図8に示すスピバルブ型薄膜磁気素子と同じ形状の第2の積層体が得られ

る。

【0181】

このようにして得られた第2の積層体に対し、トラック幅Tw方向に前記反強磁性層11の交換異方性磁界よりも小さい第2の磁界を印加しつつ、第2の熱処理温度で熱処理し、前記フリー磁性層16に前記第1の固定磁性層12および第2の固定磁性層14の磁化方向と交差する方向のバイアス磁界を付与することによって、図7および図8に示すスピナバルブ型薄膜磁気素子が得られる。

【0182】

このようなスピナバルブ型薄膜磁気素子においても、反強磁性層11およびバイアス層130が、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素とMnとを含む合金からなるものであるので、交換異方性磁界の温度特性が良好となり、耐熱性に優れたスピナバルブ型薄膜磁気素子となる。

また、装置内の温度が高温となる薄膜磁気ヘッドなどの装置に備えられた場合の耐久性が良好で、温度変化による交換異方性磁界（交換結合磁界）の変動が少ない優れたスピナバルブ型薄膜磁気素子とすることができます。

更にまた、反強磁性層11を上記の合金で形成することで、プロッキング温度が高いものとなり、反強磁性層11に大きな交換異方性磁界を発生させることができるために、第1の固定磁性層12および第2の固定磁性層14の磁化方向を強固に固定することができる。

【0183】

また、上記のスピナバルブ型薄膜磁気素子の製造方法においては、反強磁性層11およびバイアス層130に、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素とMnとを含む合金を用い、前記合金の性質を利用して、1度目の熱処理で第1の固定磁性層12の磁化方向を固定し、2度目の熱処理でフリー磁性層16の磁化方向を前記第1の固定磁性層12および第2の固定磁性層14の磁化方向と交差する方向に揃えるので、第1の固定磁性層12の磁化方向に悪影響を与えることなく、フリー磁性層16の磁化方向を第1の固定磁性層12および

第2の固定磁性層14の磁化方向と交差する方向に揃えることができ、耐熱性に優れたスピンドル型薄膜磁気素子を得ることができる。

【0184】

また、このスピンドル型薄膜磁気素子の製造方法は、第1の積層体の上に軟磁性層19、19を形成し、前記軟磁性層19、19の上にバイアス層130、130を形成する方法であるので、軟磁性層19、19を形成したのち、真空を破ることなく前記バイアス層130、130を形成することができ、前記バイアス層130、130が形成される表面をイオンミリングや逆スパッタによりクリーニングする必要がないため、再付着物によるコンタミや、表面の結晶状態の乱れによる交換異方性磁界の発生に対する悪影響など、クリーニングすることに起因する不都合が生じない優れた製造方法とすることができる。

また、前記バイアス層130、130を形成する前に前記バイアス層130、130が形成される面をクリーニングする必要がないため、容易に製造することができる。

【0185】

[第3の実施形態]

図9は、本発明の第3の実施形態のスピンドル型薄膜磁気素子を模式図的に示した横断面図であり、図10は、図9に示したスピンドル型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図である。

この例のスピンドル型薄膜磁気素子においても、上記のスピンドル型薄膜磁気素子と同様に、ハードディスク装置に設けられた浮上式スライダのトレーリング側端部などに設けられて、ハードディスクなどの記録磁界を検出するものである。

なお、ハードディスクなどの磁気記録媒体の移動方向は、図示乙方向であり、磁気記録媒体からの洩れ磁界の方向は、Y方向である。

【0186】

また、この例のスピンドル型薄膜磁気素子も、反強磁性材料からなるバイアス層を用いたエクスチェンジバイアス方式により、フリー磁性層の磁化方向を固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃えるものである。

このスピナルブ型薄膜磁気素子は、固定磁性層のみならず、フリー磁性層も非磁性中間層を介して第1のフリー磁性層と第2のフリー磁性層の2層に分断されている。

【0187】

図9および図10において、符号Kは、基板を示している。この基板Kの上には、 Al_2O_3 などの絶縁下地層200、下部シールド層163、下部ギャップ層164、反強磁性層51が形成され、更に、前記反強磁性層51の上には、第1の固定磁性層52、非磁性中間層53、第2の固定磁性層54、非磁性導電層55、第2のフリー磁性層56、非磁性中間層59、第1のフリー磁性層60が順に積層されている。

前記第1のフリー磁性層60の上には、図10に示すように、軟磁性層61、61がトラック幅Twに相当する間隔を開けて設けられている。前記軟磁性層61、61の上には、バイアス層62、62が設けられ、前記バイアス層62、62の上には、導電層63、63が形成されている。

【0188】

本発明の第3の実施形態のスピナルブ型薄膜磁気素子においても、前記反強磁性層51は、上記のスピナルブ型薄膜磁気素子と同様にPt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金からなるものであり、磁場中熱処理により第1の固定磁性層52、第2の固定磁性層54をそれぞれ一定の方向に磁化するものである。

【0189】

第1の固定磁性層52及び第2の固定磁性層54は、Co膜、NiFe合金、CoFe合金、あるいはCoNiFe合金、CoNi合金などから形成されている。

また、非磁性中間層53は、Ru、Rh、Ir、Cr、Re、Cuのうち1種あるいは2種以上の合金で形成されていることが好ましい。

【0190】

第1の固定磁性層52は、反強磁性層51に接して形成され、磁場中アニール

(熱処理) を施すことにより、前記第1の固定磁性層52と反強磁性層51との界面にて交換結合磁界(交換異方性磁界)が発生し、例えば、図9および図10に示すように、前記第1の固定磁性層22の磁化が、図示Y方向に固定される。前記第1の固定磁性層52の磁化が、図示Y方向に固定されると、非磁性中間層53を介して対向する第2の固定磁性層54の磁化は、第1の固定磁性層52の磁化と反平行状態(フェリ状態)で固定される。

【0191】

このフェリ状態の安定性を保つためには、大きい交換結合磁界が必要である。この例のスピナバルブ型薄膜磁気素子では、反強磁性層51として、ブロッキング温度が高く、しかも第1の固定磁性層52との界面で大きい交換結合磁界(交換異方性磁界)を発生させる上記の合金を使用することで、前記第1の固定磁性層52及び第2の固定磁性層54の磁化状態を熱的にも安定して保つことができる。

また、前記非磁性導電層55は、Cuなどで形成されることが好ましい。

【0192】

また、前記第1のフリー磁性層56は、図9および図10に示すように、2層から形成されており、非磁性導電層55に接する側にCo膜57が形成されている。非磁性導電層55に接する側にCo膜57を形成するのは、第1に△MRを大きくできるためであり、第2に非磁性導電層55との拡散を防止するためである。

【0193】

前記Co膜57の上には、NiFe合金膜58が形成されている。更に、前記NiFe合金膜58上には、非磁性中間層59が形成されている。そして、前記非磁性中間層59の上には、第1のフリー磁性層60が形成されている。

前記第1のフリー磁性層60は、Co膜、NiFe合金、CoFe合金、あるいはCoNiFe合金、CoNi合金などで形成されている。

【0194】

また、第2のフリー磁性層56と第1のフリー磁性層60との間に介在する非磁性中間層59は、Ru、Rh、Ir、Cr、Re、Cuのうち1種あるいは2

種以上の合金で形成されていることが好ましい。

【0195】

前記第2のフリー磁性層56の磁化と第1のフリー磁性層60の磁化とは、前記第2のフリー磁性層56と第1のフリー磁性層60との間に発生する交換結合磁界（RKKY相互作用）によって、図9および図10に示すように、互いに反平行状態（フェリ状態）になっている。

【0196】

図9および図10に示すスピンドルブ型薄膜磁気素子では、例えば、第2のフリー磁性層56の膜厚 t_{F_2} は、第1のフリー磁性層60の膜厚 t_{F_1} よりも小さく形成されている。

そして、前記第2のフリー磁性層56の $M_s \cdot t_{F_2}$ は、第1のフリー磁性層60の $M_s \cdot t_{F_1}$ よりも小さく設定されており、バイアス層62から図示X1方向と反対方向にバイアス磁界が与えられると、 $M_s \cdot t_{F_1}$ の大きい第1のフリー磁性層60の磁化が、前記バイアス磁界の影響を受けて、図示X1方向と反対方向に揃えられ、前記第1のフリー磁性層60との交換結合磁界（RKKY相互作用）によって、 $M_s \cdot t_{F_2}$ の小さい第2のフリー磁性層56の磁化は、図示X1方向に揃えられる。

【0197】

図示Y方向から外部磁界が侵入してくると、前記第2のフリー磁性層56と第1のフリー磁性層60の磁化は、フェリ状態を保ちながら、前記外部磁界の影響を受けて回転する。そして、 ΔM_R に奇与する第2のフリー磁性層56の変動磁化と、第2の固定磁性層54の固定磁化（例えば図示Y方向と反対方向に磁化されている）との関係によって、電気抵抗が変化し、外部磁界が電気抵抗変化として検出される。

【0198】

前記軟磁性層61、61は、例えば、NiFe合金などで形成されることが好ましい。

また、バイアス層62、62は、前記反強磁性層51と同様に、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krの

うちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金からなるものとされる。

また、導電層62、63は、Au、W、Cr、Taなどにより形成されが好ましい。

【0199】

この例のスピナバルブ型薄膜磁気素子も、図1に示すスピナバルブ型薄膜磁気素子とほぼ同様の製造方法により製造することができる。

即ち、本発明のスピナバルブ型薄膜磁気素子の製造方法では、基板K上に、反強磁性層51、第1の固定磁性層52、非磁性中間層53、第2の固定磁性層54、非磁性導電層55、第2のフリー磁性層56、非磁性中間層59、第1のフリー磁性層60を順次積層して第1の積層体を形成したのち、前記第1の積層体にトラック幅Tw方向と直交する方向である第1の磁界を印加しつつ、第1の熱処理温度で熱処理し、前記反強磁性層51に交換異方性磁界を発生させて、前記第1の固定磁性層52の磁化を固定する。

【0200】

次に、前記第1の積層体の上に、リフトオフ用レジストを使用する方法などにより、トラック幅Twに相当する間隔を開けて軟磁性層61、61を形成し、続いて、前記軟磁性層61、61の上にバイアス層62、62を形成し、更に、前記バイアス層62、62の上に導電層63、63を形成し、図9および図10に示すスピナバルブ型薄膜磁気素子と同じ形状の第2の積層体が得られる。

【0201】

このようにして得られた第2の積層体に対し、トラック幅Tw方向に前記反強磁性層51の交換異方性磁界よりも小さい第2の磁界を印加しつつ、第2の熱処理温度で熱処理し、前記第1のフリー磁性層60に前記第1の固定磁性層52および第2の固定磁性層54の磁化方向と交差する方向のバイアス磁界を付与することによって図9および図10に示すスピナバルブ型薄膜磁気素子が得られる。

【0202】

このようなスピナバルブ型薄膜磁気素子においても、反強磁性層51およびバイアス層62が、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、N

i、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素とMnとを含む合金からなるものであるので、交換異方性磁界の温度特性が良好となり、耐熱性に優れたスピンドル型薄膜磁気素子となる。

【0203】

また、ハードディスク装置内の環境温度や素子を流れるセンス電流によるジュール熱により素子が高温となる薄膜磁気ヘッドなどの装置に備えられた場合の耐久性が良好で、温度変化による交換異方性磁界（交換結合磁界）の変動が少ない優れたスピンドル型薄膜磁気素子とすることができる。

更にまた、反強磁性層51を上記の合金で形成することで、ブロッキング温度が高いものとなり、反強磁性層51に大きな交換異方性磁界を発生させることができるために、第1の固定磁性層52および第2の固定磁性層54の磁化方向を強固に固定することができる。

【0204】

また、上記のスピンドル型薄膜磁気素子の製造方法においては、反強磁性層51およびバイアス層62に、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素とMnとを含む合金を用い、前記合金の性質を利用して、1度目の熱処理で第1の固定磁性層52の磁化方向を固定し、2度目の熱処理で第1のフリー磁性層60の磁化方向を前記第1の固定磁性層52および第2の固定磁性層54の磁化方向と交差する方向に揃えるので、第1の固定磁性層52の磁化方向に悪影響を与えることなく、第2のフリー磁性層56および第1のフリー磁性層60の磁化方向を第1の固定磁性層52および第2の固定磁性層54の磁化方向と交差する方向に揃えることができ、耐熱性に優れたスピンドル型薄膜磁気素子を得ることができる。

【0205】

また、このスピンドル型薄膜磁気素子の製造方法は、第1の積層体の上に軟磁性層61、61を形成し、前記軟磁性層61、61の上にバイアス層62、62を形成する方法であるので、軟磁性層61、61を形成した後、真空を破ることなく前記バイアス層62、62を形成することができ、前記バイアス層62、

62が形成される表面をイオンミリングや逆スパッタによりクリーニングする必要がないため、再付着物によるコンタミや、表面の結晶状態の乱れによる交換異方性磁界の発生に対する悪影響など、クリーニングすることに起因する不都合が生じない優れた製造方法とすることができます。

また、前記バイアス層62、62を形成する前に前記バイアス層62、62が形成される面をクリーニングする必要がないため、容易に製造することができる特徴を有する。

【0206】

【センス電流磁界の作用】

次に、図7～図10に示す第2の実施形態および第3の実施形態の構造において、センス電流磁界の作用について説明する。

図7および図8に示すスピナブルブ型薄膜磁気素子では、非磁性導電層15の下側に第2の固定磁性層14が形成されている。この場合にあっては、第1の固定磁性層12及び第2の固定磁性層14のうち、磁気モーメントの大きい方の固定磁性層の磁化方向に、センス電流磁界の方向を合わせる。

【0207】

図7に示すように、前記第2の固定磁性層14の磁気モーメントは、第1の固定磁性層12の磁気モーメントに比べて大きく、前記第2の固定磁性層14の磁気モーメントは、図示Y方向と反対方向（図示左方向）に向いている。このため前記第1の固定磁性層12の磁気モーメントと第2の固定磁性層14の磁気モーメントとを足し合わせた合成磁気モーメントは、図示Y方向と反対方向（図示左方向）に向いている。

【0208】

前述のように、非磁性導電層15は、第2の固定磁性層14及び第1の固定磁性層12の上側に形成されている。このため、主に前記非磁性導電層15を中心にして流れるセンス電流112によって形成されるセンス電流磁界は、前記非磁性導電層15よりも下側において、図示左方向に向くように、前記センス電流112の流す方向を制御すればよい。このようにすれば、第1の固定磁性層12と第2の固定磁性層14との合成磁気モーメントの方向と、前記センス電流磁界の

方向とが一致する。

【0209】

図7に示すように、前記センス電流112は、図示X1方向に流される。右ネジの法則により、センス電流を流すことによって形成されるセンス電流磁界は、紙面に対して右回りに形成される。従って、非磁性導電層15よりも下側の層には、図示方向（図示Y方向と反対方向）のセンス電流磁界が印加されることになり、このセンス電流によって、第1の合成磁気モーメントを補強する方向に作用し、第1の固定磁性層12と第2の固定磁性層14間に作用する交換結合磁界（RKKY相互作用）が増幅され、前記第1の固定磁性層12の磁化と第2の固定磁性層14の磁化の反平行状態をより熱的に安定させることができることが可能になる。

【0210】

特に、センス電流を1mA流すと、約30(Oe)程度のセンス電流磁界が発生し、また素子温度が約10°C程度上昇することが判っている。更に、記録媒体の回転数は、10000rpm程度まで速くなり、この回転数の上昇により、装置内温度は、最高約100°Cまで上昇する。このため、例えば、センス電流を10mA流した場合、スピナバルブ型薄膜磁気素子の素子温度は、約200°C程度まで上昇し、更にセンス電流磁界も300(Oe)と大きくなる。

【0211】

このような、非常に高い環境温度下で、しかも、大きなセンス電流が流れる場合にあっては、第1の固定磁性層12の磁気モーメントと第2の固定磁性層14とを足し合わせて求めることができる合成磁気モーメントの方向と、センス電流磁界の方向とが逆向きであると、第1の固定磁性層12の磁化と第2の固定磁性層14の磁化との反平行状態が壊れ易くなる。

また、高い環境温度下でも耐え得るようにするには、センス電流磁界の方向の調節の他に、高いブロッキング温度を有する反強磁性材料を反強磁性層11として使用する必要がある。そのため、本発明では、ブロッキング温度が高い上記の合金を使用している。

【0212】

なお、図7に示す第1の固定磁性層12の磁気モーメントと第2の固定磁性層

14の磁気モーメントとで形成される合成磁気モーメントが、図示右方向（図示Y方向）に向いている場合には、センス電流を図示X1方向と反対方向に流し、センス電流磁界が紙面に対し左回りに形成されるようにすればよい。

【0213】

図9及び図10は、フリー磁性層が非磁性中間層を介して第1のフリー磁性層と第2のフリー磁性層の2層に分断されて形成されたスピナルブ型薄膜磁気素子の実施形態であるが、図9に示すスピナルブ型薄膜磁気素子のように、非磁性導電層55よりも下側に第1の固定磁性層52及び第2の固定磁性層54が形成された場合にあっては、図7に示すスピナルブ型薄膜磁気素子の場合と同様のセンス電流方向の制御を行えばよい。

【0214】

以上のように、上述の各実施の形態によれば、センス電流を流すことによって形成されるセンス電流磁界の方向と、第1の固定磁性層の磁気モーメントと第2の固定磁性層の磁気モーメントを足し合わせることによって求めることができる合成磁気モーメントの方向とを一致させることにより、前記第1の固定磁性層と第2の固定磁性層間に作用する交換結合磁界（RKKY相互作用）を増幅させ、前記第1の固定磁性層の磁化と第2の固定磁性層の磁化の反平行状態（フェリ状態）を熱的に安定した状態に保つことが可能である。

【0215】

特に、本実施の形態では、より熱的安定性を向上させるために、反強磁性層にブロッキング温度の高い反強磁性材料を使用しており、これによって、環境温度が、従来に比べて大幅に上昇しても、前記第1の固定磁性層の磁化と第2の固定磁性層の磁化の反平行状態（フェリ状態）を壊れ難くすることができる。

【0216】

また、高記録密度化に対応するためにセンス電流量を大きくして再生出力を大きくしようとすると、それに従ってセンス電流磁界も大きくなるが、本発明の実施の形態では、前記センス電流磁界が、第1の固定磁性層と第2の固定磁性層の間に働く交換結合磁界を増幅させる作用をもたらしているので、センス電流磁界の増大により、第1の固定磁性層と第2の固定磁性層の磁化状態は、より安定し

たものとなる。

【0217】

なお、このセンス電流方向の制御は、反強磁性層にどのような反強磁性材料を使用した場合であっても適用でき、例えば、反強磁性層と固定磁性層（第1の固定磁性層）との界面で交換結合磁界（交換異方性磁界）を発生させるために、熱処理が必要であるか、あるいは必要でないかを問わない。

更に、図1に示す第1の実施の形態のように、固定磁性層が単層で形成されているシングルスピナブルブ型薄膜磁気素子の場合であっても、前述したセンス電流を流すことによって形成されるセンス電流磁界の方向と、固定磁性層の磁化方向とを一致させることにより、前記固定磁性層の磁化を熱的に安定化させることが可能である。

【0218】

[第4の実施形態]

図11は、本発明の第4の実施形態のスピナブルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図である。

このスピナブルブ型薄膜磁気素子においても、図1に示すスピナブルブ型薄膜磁気素子と同様に、ハードディスク装置に設けられた浮上式スライダのトレーリング側端部などに設けられて、ハードディスクなどの記録磁界を検出するものである。

なお、ハードディスクなどの磁気記録媒体の移動方向は、図示Z方向であり、磁気記録媒体からの洩れ磁界の方向は、Y方向である。

【0219】

また、この例のスピナブルブ型薄膜磁気素子も、反強磁性材料からなるバイアス層を用いたエクスチェンジバイアス方式により、フリー磁性層の磁化方向を固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃えるものである。

このスピナブルブ型薄膜磁気素子は、固定磁性層のみならず、フリー磁性層も非磁性中間層を介して第1のフリー磁性層と第2のフリー磁性層の2層に分断されている。

【0220】

図11において、符号Kは、基板を示している。この基板Kの上には、先の図10に示す第3の実施形態の場合と同様に、 Al_2O_3 などの絶縁下地層200、下部シールド層163、下部ギャップ層164、反強磁性層51が形成され、更に、前記反強磁性層51の上には、第1の固定磁性層52、非磁性中間層53、第2の固定磁性層54、非磁性導電層55、第2のフリー磁性層56、非磁性中間層59、第1のフリー磁性層60が順に積層されている。

前記第2のフリー磁性層60においてその中央部のトラック幅に相当する部分の両側に、凹部60a、60aが形成され、これらの凹部60aを埋め込むよう軟磁性層61、61がトラック幅Twに相当する間隔を開けるように設けられている。更に、これらの軟磁性層61、61の上には、バイアス層62、62が設けられ、前記バイアス層62、62の上には、導電層63、63が形成されている。

【0221】

本発明の第4の実施形態のスピナルブ型薄膜磁気素子においても、前記反強磁性層51は、上記のスピナルブ型薄膜磁気素子と同様にPt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnを含む合金からなるものであり、磁場中熱処理により第1の固定磁性層52、第2の固定磁性層54をそれぞれ一定の方向に磁化するものである。

【0222】

第1の固定磁性層52及び第2の固定磁性層54は、Co膜、NiFe合金、CoFe合金、あるいはCoNiFe合金、CoNi合金などから形成されている。また、非磁性中間層53は、Ru、Rh、Ir、Cr、Re、Cuのうち1種あるいは2種以上の合金で形成されていることが好ましい。

【0223】

第1の固定磁性層52は、反強磁性層51に接して形成され、磁場中アニール(熱処理)を施すことにより、前記第1の固定磁性層52と反強磁性層51との界面にて交換結合磁界(交換異方性磁界)が発生し、例えば、図11に示すように、前記第1の固定磁性層52の磁化が、図示Y方向に固定される。前記第1の

固定磁性層52の磁化が、図示Y方向に固定されると、非磁性中間層53を介して対向する第2の固定磁性層54の磁化は、第1の固定磁性層52の磁化と反平行状態（フェリ状態）で固定される。

【0224】

このフェリ状態の安定性を保つためには、大きい交換結合磁界が必要である。この例のスピニバルブ型薄膜磁気素子では、反強磁性層51として、ブロッキング温度が高く、しかも第1の固定磁性層52との界面で大きい交換結合磁界（交換異方性磁界）を発生させる上記の合金を使用することで、前記第1の固定磁性層52及び第2の固定磁性層54の磁化状態を熱的にも安定して保つことができる。

また、前記非磁性導電層55は、Cuなどで形成されることが好ましい。

【0225】

また、前記第2のフリー磁性層56は、図11に示すように、2層から形成されており、非磁性導電層55に接する側にCo膜57が形成されている。非磁性導電層55に接する側にCo膜57を形成するのは、第1に△MRを大きくできるためであり、第2に非磁性導電層55との拡散を防止するためである。

【0226】

前記Co膜57の上には、NiFe合金膜58が形成されている。更に、前記NiFe合金膜58上には、非磁性中間層59が形成されている。そして、前記非磁性中間層59の上には、第1のフリー磁性層60が形成されている。

前記第1のフリー磁性層60は、Co膜、NiFe合金、CoFe合金、あるいはCoNiFe合金、CoNi合金などで形成されている。

【0227】

また、第2のフリー磁性層56と第1のフリー磁性層60との間に介在する非磁性中間層59は、Ru、Rh、Ir、Cr、Re、Cuのうち1種あるいは2種以上の合金で形成されていることが好ましい。

【0228】

前記第2のフリー磁性層56の磁化と第1のフリー磁性層60の磁化とは、前記第2のフリー磁性層56と第1のフリー磁性層60との間に発生する交換結合

磁界（RKKY相互作用）によって、図11に示すように、互いに反平行状態（フェリ状態）になっている。

【0229】

図11に示すスピニバルブ型薄膜磁気素子では、例えば、第2のフリー磁性層56の膜厚 t_{F_2} は、第1のフリー磁性層60の膜厚 t_{F_1} よりも小さく形成されているが、この逆の関係でも差し支えない。

そして、前記第2のフリー磁性層56の $M_s \cdot t_{F_2}$ は、第1のフリー磁性層60の $M_s \cdot t_{F_1}$ よりも小さく設定されており、バイアス層62から図示X1方向と反対方向にバイアス磁界が与えられると、 $M_s \cdot t_{F_1}$ の大きい第1のフリー磁性層60の磁化が、前記バイアス磁界の影響を受けて、図示X1方向と反対方向に揃えられ、前記第1のフリー磁性層60との交換結合磁界（RKKY相互作用）によって、 $M_s \cdot t_{F_2}$ の小さい第2のフリー磁性層56の磁化は、図示X1方向に揃えられる。

【0230】

図示Y方向から外部磁界が侵入してくると、前記第2のフリー磁性層56と第1のフリー磁性層60の磁化は、フェリ状態を保ちながら、前記外部磁界の影響を受けて回転する。そして、 ΔM_R に奇与する第2のフリー磁性層56の変動磁化と、第2の固定磁性層54の固定磁化（例えば図示Y方向と反対方向に磁化されている）との関係によって、電気抵抗が変化し、外部磁界が電気抵抗変化として検出される。

【0231】

前記軟磁性層61、61は、例えば、NiFe合金などで形成されることが好ましい。

また、バイアス層62、62は、前記反強磁性層51と同様に、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金からなるものとされる。

また、導電層62、63は、Au、W、Cr、Taなどにより形成されことが好ましい。

【0232】

この例のスピナバルブ型薄膜磁気素子も、図10に示すスピナバルブ型薄膜磁気素子とほぼ同様の製造方法により製造することができる。

即ち、本発明のスピナバルブ型薄膜磁気素子の製造方法では、基板K上に、反強磁性層51、第1の固定磁性層52、非磁性中間層53、第1の固定磁性層54、非磁性導電層55、第2のフリー磁性層56、非磁性中間層59、第2のフリー磁性層60を順次積層して第1の積層体を形成したのち、前記第1の積層体にトラック幅Tw方向と直交する方向である第1の磁界を印加しつつ、第1の熱処理温度で熱処理し、前記反強磁性層51に交換異方性磁界を発生させて、前記第1の固定磁性層52の磁化を固定する。

【0233】

次に、前記第1の積層体の上に、図12に示すようにトラック幅に相当する幅のリフトオフレジスト350を使用し、第1のフリー磁性層の一部をイオンミリング等の方法で第1のフリー磁性層の数分の一程度除去するなどにより、凹部60a、60aを形成し、次いでトラック幅Twに相当する間隔を開けて凹部60aを埋め込むように軟磁性層61、61を形成し、続いて、前記軟磁性層61、61の上にバイアス層62、62を形成し、更に、前記バイアス層62、62の上に導電層63、63を形成し、先の実施形態のスピナバルブ型薄膜磁気素子と同じ形状の積層体が得られる。

【0234】

このようにして得られた積層体に対し、トラック幅Tw方向に前記反強磁性層51の交換異方性磁界よりも小さい第2の磁界を印加しつつ、第2の熱処理温度で熱処理し、前記第1のフリー磁性層60に前記第1の固定磁性層52および第2の固定磁性層54の磁化方向と交差する方向のバイアス磁界を付与することによって図11に示すスピナバルブ型薄膜磁気素子が得られる。

【0235】

このようなスピナバルブ型薄膜磁気素子においても、反強磁性層51およびバイアス層62が、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素とM

n とを含む合金からなるものであるので、交換異方性磁界の温度特性が良好となり、耐熱性に優れたスピンドル型薄膜磁気素子となる。

【0236】

また、ハードディスク装置内の環境温度や素子を流れるセンス電流によるジュール熱により素子が高温となる薄膜磁気ヘッドなどの装置に備えられた場合の耐久性が良好で、温度変化による交換異方性磁界（交換結合磁界）の変動が少ない優れたスピンドル型薄膜磁気素子とすることができます。

更にまた、反強磁性層51を上記の合金で形成することで、ブロッキング温度が高いものとなり、反強磁性層51に大きな交換異方性磁界を発生させることができるために、第1の固定磁性層52および第2の固定磁性層54の磁化方向を強固に固定することができる。

【0237】

また、上記のスピンドル型薄膜磁気素子の製造方法においては、反強磁性層51およびバイアス層62に、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素とMnとを含む合金を用い、前記合金の性質を利用して、1度目の熱処理で第1の固定磁性層52の磁化方向を固定し、2度目の熱処理で第1のフリー磁性層60の磁化方向を前記第1の固定磁性層52および第2の固定磁性層54の磁化方向と交差する方向に揃えるので、第1の固定磁性層52の磁化方向に悪影響を与えることなく、第2のフリー磁性層56および第1のフリー磁性層60の磁化方向を第1の固定磁性層52および第2の固定磁性層54の磁化方向と交差する方向に揃えることができ、耐熱性に優れたスピンドル型薄膜磁気素子を得ることができる。

【0238】

【実施例】

図1と図2に示す構造を採用したスピンドル型の薄膜磁気素子を下部シールド層(Co-Nb-Zr系非晶質合金)と下部ギャップ層(Al_2O_3)とを成膜したアルチック(Al_2O_3-TiC)基板上に形成した。この基板上に $Pt_{50}Mn_{50}$ からなる厚さ150Åの反強磁性層とCoからなる厚さ15Åの第1の固定磁

性層とRuからなる厚さ8Åの非磁性中間層とCoからなる厚さ25Åの第2の固定磁性層とCuからなる厚さ25Åの非磁性導電層と、を積層し、更にNi₈₀Fe₂₀合金からなる厚さ40Åの第2のフリー磁性層（飽和磁化Ms×膜厚t=7.16×10⁻⁴T・nm）と、Ruからなる厚さ8Åの非磁性中間層と、Ni₈₀Fe₂₀合金からなる厚さ25Åの第1のフリー磁性層（飽和磁化Ms×膜厚t=4.52×10⁻⁴T・nm）を積層した積層体を得た。両フリー磁性層のトラック幅方向に沿う幅を0.6μm、トラック幅方向に直交する素子高さ側の幅を0.4μmとしてその両側に第1のフリー磁性層と接するようにNi₈₀Fe₂₀合金からなる厚さ20Åの軟磁性層と、Pt₅₄Mn₄₆合金からなる厚さ300Åの反強磁性層と、Crからなる厚さ1000Åの導電層とを積層した。

ここで前述の積層構造において第1のフリー磁性層と第2のフリー磁性層間の反平行結合磁界は58.4kA/mであった。

【0239】

次に、比較例として、反強磁性層と第1の固定磁性層と非磁性中間層と第2の固定磁性層と非磁性導電層と第2のフリー磁性層と非磁性中間層と第1のフリー磁性層からなる積層体は前記と同等の構造とし、この積層体の左右両面側に厚さ20ÅのCrの非磁性層を介してCo₈₅Pt₁₅からなるハードバイアス層（飽和磁化Ms×膜厚t=1.88×10⁻³T・nm）を形成した。

以上の構成において、マグネチックシミュレーションにより求めた実施例の構造における第1のフリー磁性層の磁化の方向と第2のフリー磁性層の磁化の方向を膜面に沿う方向として図25に示し、比較例構造における第1のフリー磁性層の磁化の方向と第2のフリー磁性層の磁化の方向を膜面に沿う方向として図20に示した。

図25に示す矢印のように本発明の積層構造においては、縦バイアスを第1のフリー磁性層のみに印加することができ、第1のフリー磁性層と第2のフリー磁性層の両方の周辺部分に磁化の向きが乱れた領域が生成されない。即ち本発明構造を採用することで図20に示す従来構造の場合と異なり磁気的競合（フラストレーション）が無くなり、第1のフリー磁性層と第2のフリー磁性層ともに磁化分布が均一となることが明らかである。

これに対して図20に示す磁化の向きを示す矢印では、第1のフリー磁性層の左右両端のハードバイアス膜からの強い逆方向磁界がかかり、第2のフリー磁性層が作用させようとする交換結合磁界と競合するために、両端側において磁化の向きが乱れていることが明らかである。これにより第2のフリー磁性層の磁化の向きも乱れて結果的にバルクハウゼンノイズ等の問題を生じ、磁気的安定性にかけるおそれがある。

【0240】

これらの素子を備えた磁気ヘッドにおけるトラック幅方向のアシンメトリ（再生波形の非対称性）のプロファイルを、記録媒体上に記録された 0.1×10^{-6} m (μ m) 幅のマイクロトラックパターン上を磁気ヘッドに走査させることにより測定した。この結果を図26（従来例の磁気ヘッドのアシンメトリ）と図27（本発明例の磁気ヘッドのアシンメトリ）に示す。

従来例の測定結果を示す図26では、トラックの両端近傍でアシンメトリが異常に大きくなっているがわかり、これは、図20に示されるように第2のフリー磁性層の磁化がトラック両端近傍で乱れていて、第2の固定磁性層の磁化と直交に近い関係から大きく崩れていますことに関係している。これに対して本発明例を示す図27ではこのようなトラック両端での大幅なアシンメトリの変化はなく、安定した波形が得られていることが明らかである。

【0241】

【発明の効果】

以上、詳細に説明したように、本発明のスピナバルブ型薄膜磁気素子では、反強磁性層およびバイアス層が、Pt、Pd、Rh、Ru、Au、Ag、Cr、Niのうちの少なくとも1種または2種以上の元素とMnとを含む合金からなるものであるので、交換異方性磁界の温度特性が良好となり、耐熱性に優れたスピナバルブ型薄膜磁気素子とすることができます。

また、装置内の温度が高温となる薄膜磁気ヘッドなどの装置に備えられた場合の耐久性が良好で、温度変化による交換異方性磁界（交換結合磁界）の変動が少ない優れたスピナバルブ型薄膜磁気素子とすることができます。

更にまた、反強磁性層を上記の合金で形成することで、ブロッキング温度が高

いものとなり、反強磁性層に大きな交換異方性磁界を発生させることができるので、固定磁性層の磁化方向を強固に固定することが可能なスピンバルブ型薄膜磁気素子とすることができる。

【0242】

また、上記のスピンバルブ型薄膜磁気素子においては、前記固定磁性層と前記フリー磁性層の少なくとも一方が、非磁性中間層を介して2つに分断され、分断された層どうしで磁化の向きが180度異なるフェリ磁性状態とされたことを特徴とするものとしてもよい。

少なくとも固定磁性層が非磁性中間層を介して2つに分断されたスピンバルブ型薄膜磁気素子とした場合、2つに分断された固定磁性層のうち一方が他方の固定磁性層を適正な方向に固定する役割を担い、固定磁性層の状態を非常に安定した状態に保つことが可能となる。

一方、少なくともフリー磁性層が非磁性中間層を介して2つに分断されスピンバルブ型薄膜磁気素子とした場合、2つに分断されたフリー磁性層どうしの間に交換結合磁界が発生し、フェリ磁性状態とされ、外部磁界に対して感度よく反転できるものとなる。

【0243】

更に、本発明のスピンバルブ型薄膜磁気素子の製造方法では、反強磁性層およびバイアス層に、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素とMnとを含む合金を用い、前記合金の性質を利用して、1度目の熱処理で固定磁性層の磁化方向を固定し、2度目の熱処理でフリー磁性層の磁化方向を前記固定磁性層の磁化方向と交差する方向に揃えるので、固定磁性層の磁化方向に悪影響を与えることなく、前記フリー磁性層の磁化方向を前記固定磁性層の磁化方向と交差する方向に揃えることができ、耐熱性に優れたスピンバルブ型薄膜磁気素子を得ることができる。

【0244】

また、このスピンバルブ型薄膜磁気素子の製造方法は、第1の積層体の上に軟磁性層を形成し、前記軟磁性層の上にバイアス層を形成する方法であるので、軟

磁性層を形成したのち、真空を破ることなく前記バイアス層を形成することができ、前記バイアス層が形成される表面をイオンミリングや逆スパッタによりクリーニングする必要がないため、再付着物によるコンタミや、表面の結晶状態の乱れによる交換異方性磁界の発生に対する悪影響など、クリーニングすることに起因する不都合が生じない優れた製造方法とすることができます。

また、前記バイアス層を形成する前に前記バイアス層が形成される面をクリーニングする必要がないため、容易に製造することができる。更に、上記悪影響かが残らない深さまで、フリー磁性層をイオンミリング等で掘り込んだ後、軟磁性層、バイアス層を連続成膜することによっても、より安定した縦バイアスと高い出力を得ることができる。

【0245】

また、本発明の薄膜磁気ヘッドは、スライダに上記のスピナバルブ型薄膜磁気素子が備えられてなるものであるので、耐久性および耐熱性に優れ、十分な交換異方性磁界が得られる信頼性の高い薄膜磁気ヘッドとすることができます。

【図面の簡単な説明】

【図1】 本発明の第1の実施形態であるスピナバルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示す断面図である。

【図2】 図1に示したスピナバルブ型薄膜磁気素子の製造方法を説明するための図であって、基板上に第1の積層体を形成した状態を示す断面図である。

【図3】 図1に示したスピナバルブ型薄膜磁気素子の製造方法を説明するための図であって、リフトオフレジストを形成した状態を示す断面図である。

【図4】 図1に示したスピナバルブ型薄膜磁気素子の製造方法を説明するための図であって、バイアス層と導電層を形成した状態を示す断面図である。

【図5】 本発明の第1の実施形態であるスピナバルブ型薄膜磁気素子を備えた薄膜磁気ヘッドを示す斜視図である。

【図6】 本発明の第1の実施形態であるスピナバルブ型薄膜磁気素子を備えた薄膜磁気ヘッドの要部を示す断面図である。

【図7】 本発明の第2の実施形態であるスピナバルブ型薄膜磁気素子を示す断面図である。

【図8】 図7に示したスピナルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図である。

【図9】 本発明の第3の実施形態であるスピナルブ型薄膜磁気素子を示す断面図である。

【図10】 図9に示したスピナルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図である。

【図11】 本発明の第4の実施形態であるスピナルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図である。

【図12】 図11に示す構造を製造するために第1のフリー磁性層の上にリフトオフレジストを形成した状態を示す断面図である。

【図13】 従来のスピナルブ型薄膜磁気素子の一例を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示す断面図である。

【図14】 従来のスピナルブ型薄膜磁気素子の他の例を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示す断面図である。

【図15】 図14に示した従来のスピナルブ型薄膜磁気素子の製造方法を説明するための図であって、基板上に第1の積層体を形成した状態を示す断面図である。

【図16】 図14に示した従来のスピナルブ型薄膜磁気素子の製造方法を説明するための図であって、第1の積層体上にリフトオフレジストを形成した状態を示す断面図である。

【図17】 図14に示した従来のスピナルブ型薄膜磁気素子の製造方法を説明するための図であって、バイアス層および導電層を形成した状態を示す断面図である。

【図18】 従来のスピナルブ型の薄膜磁気素子の他の例を示す断面図。

【図19】 図18に示す構造のスピナルブ型の薄膜磁気素子においてフリー磁性層を2層に分断した構造の場合、2層構造のフリー磁性層の各層の磁化の向きを外部磁界の強さに応じて示す図である。

【図20】 図18に示す構造のスピナルブ型の薄膜磁気素子において第1のフリー磁性層と第2のフリー磁性層の磁化の向きを示す図である。

【図21】 Pt_{55.4}Mn_{44.6}なる組成の合金及びPt_{54.4}Mn_{45.6}なる組成の合金の交換異方性磁界の熱処理温度依存性を示すグラフである。

【図22】 Pt_mMn_{100-m}なる組成の合金の交換異方性磁界のPt濃度(組成比m)依存性を示すグラフである。

【図23】 図21および図22に示すグラフのデータの測定に用いられたスピンドル型薄膜磁気素子の一例の構造を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示す断面図である。

【図24】 図21および図22に示すグラフのデータの測定に用いられたスピンドル型薄膜磁気素子の他の例の構造を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示す断面図である。

【図25】 本発明構造を採用したスピンドル型の薄膜磁気素子における第1のフリー磁性層と第2のフリー磁性層の磁化の向きを示す図である。

【図26】 従来構造を採用した磁気ヘッドのアシンメトリを示す図。

【図27】 本発明構造を採用した磁気ヘッドのアシンメトリを示す図。

【符号の説明】

- 1 スピンドル型薄膜磁気素子
- K 基板
- 2、11、22、51 反強磁性層
- 3、23 固定磁性層
- 4、15、24、55 非磁性導電層
- 5、16、25 フリー磁性層
- 6、26、62、130 バイアス層
- 8、28、63、131 導電層
- 7、19、61 軟磁性層

Tw トラック幅

- a1 第1の積層体
- a2 第2の積層体
- 12、52 第1の固定磁性層
- 14、54 第2の固定磁性層

13、53 非磁性中間層

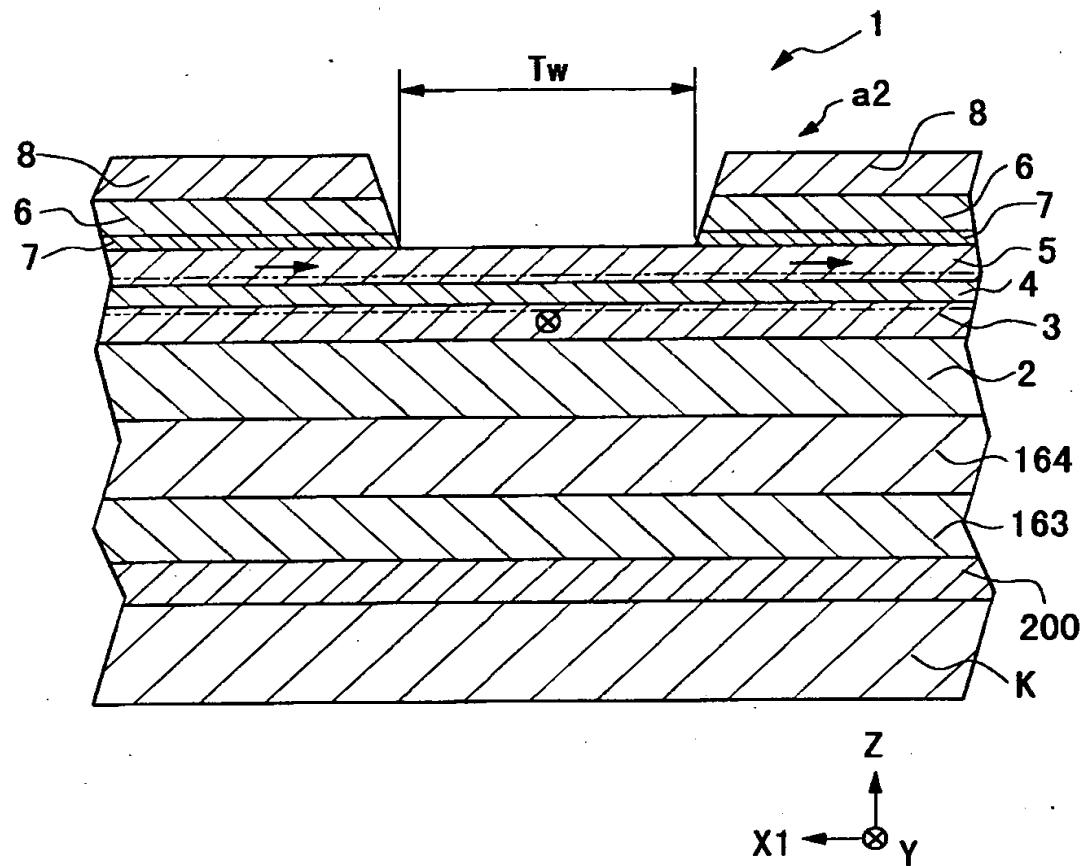
56 第1のフリー磁性層

60 第2のフリー磁性層

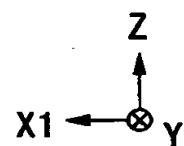
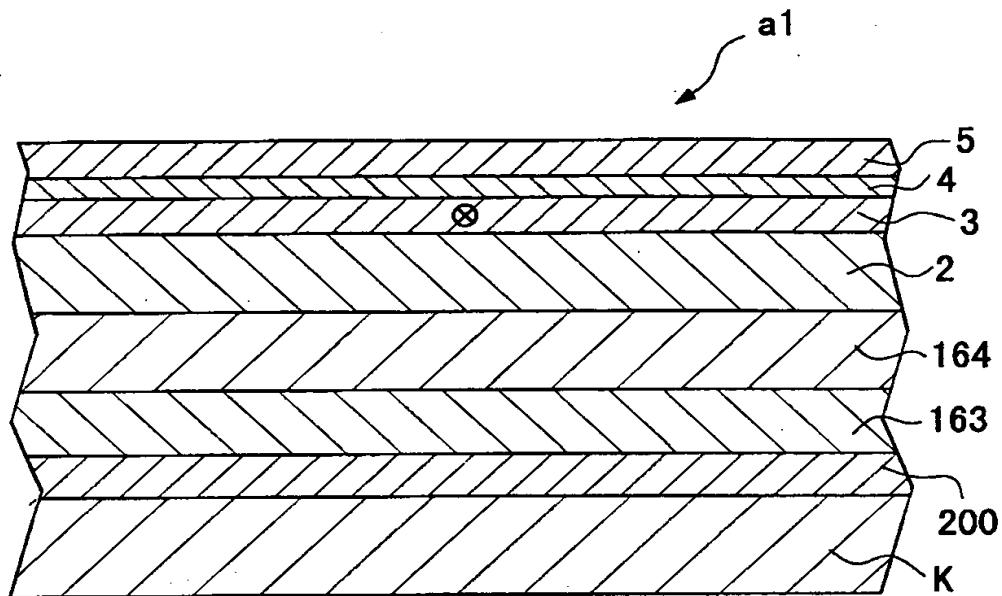
150 薄膜磁気ヘッド

【書類名】 図面

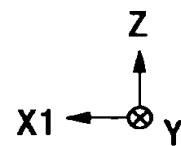
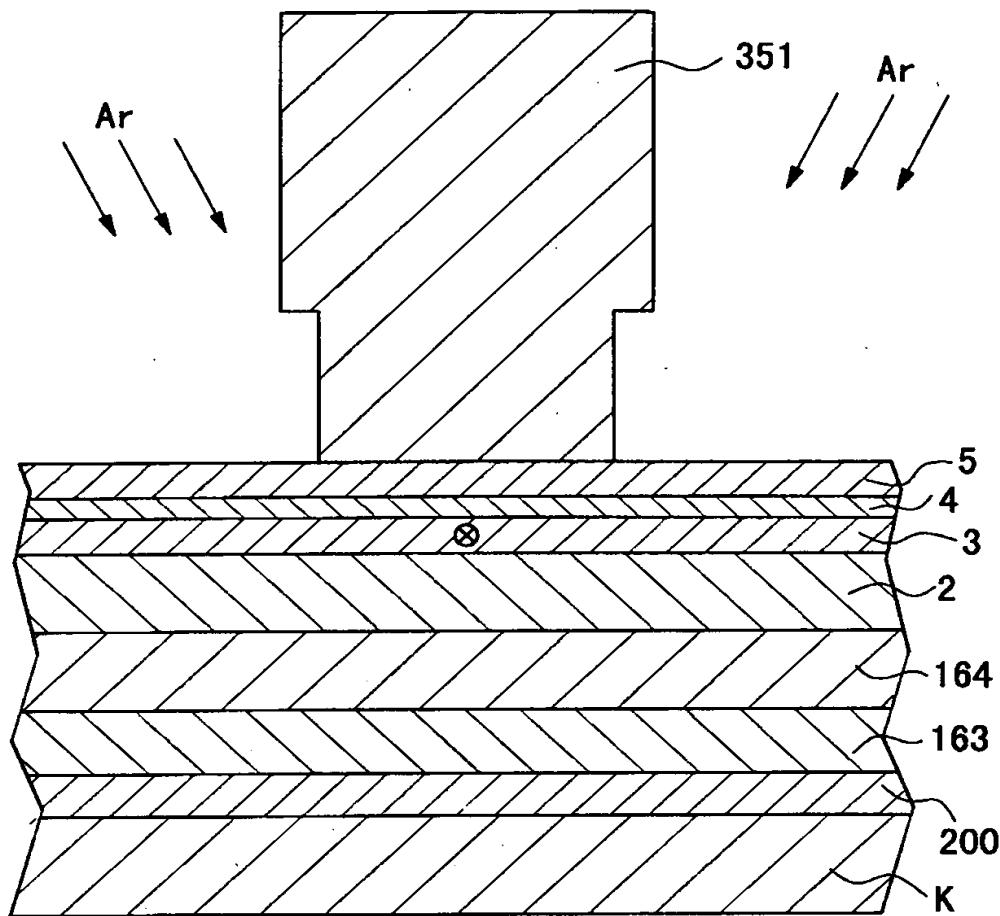
【図1】



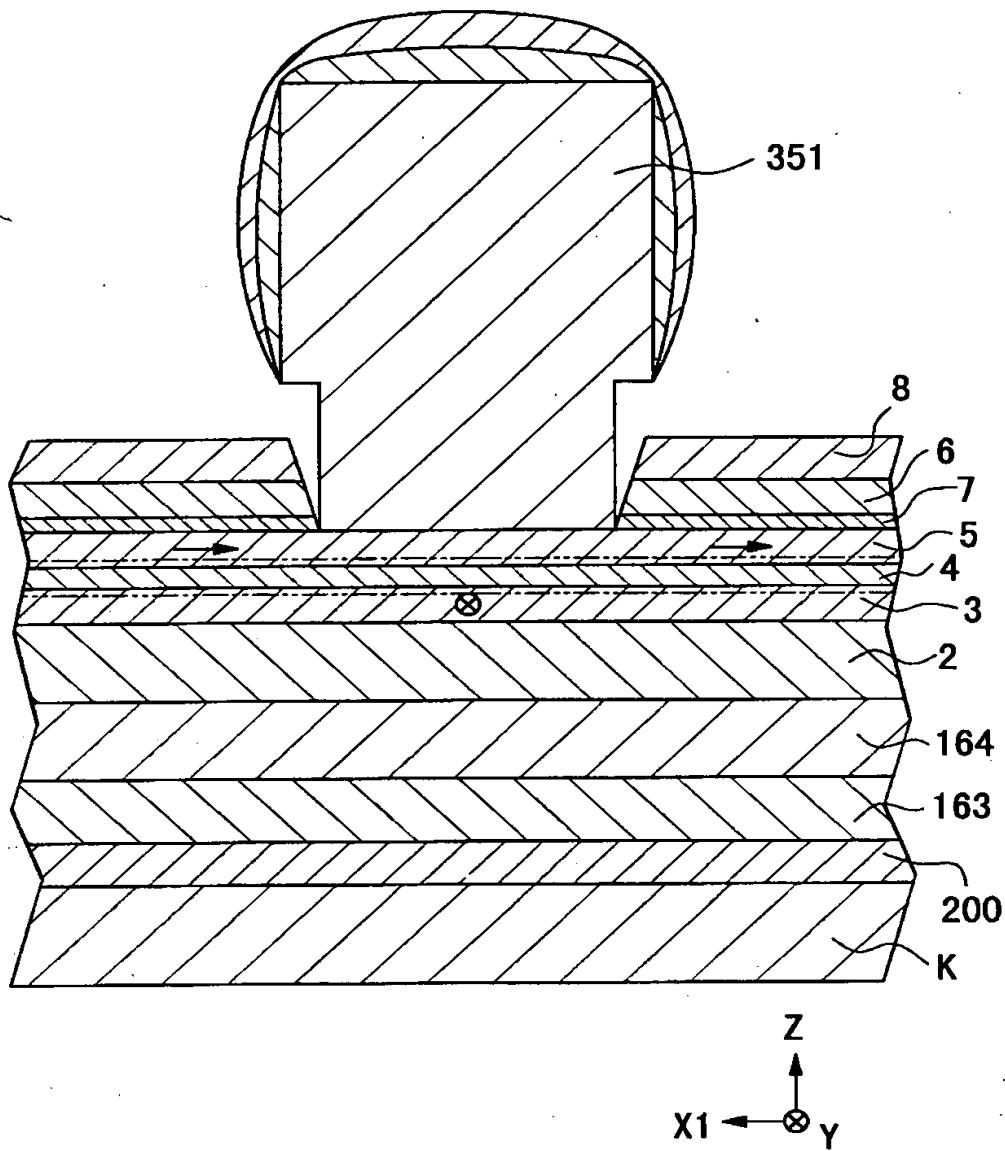
【図2】



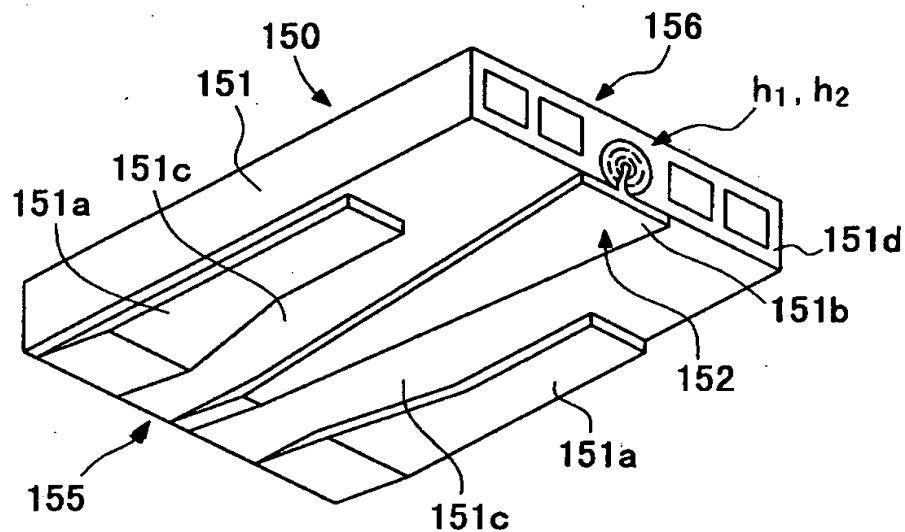
【図3】



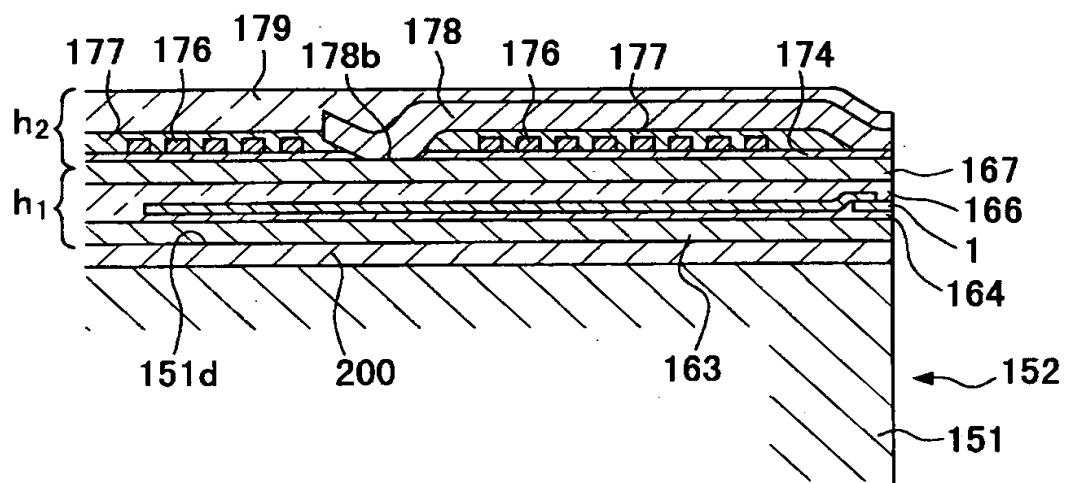
【図4】



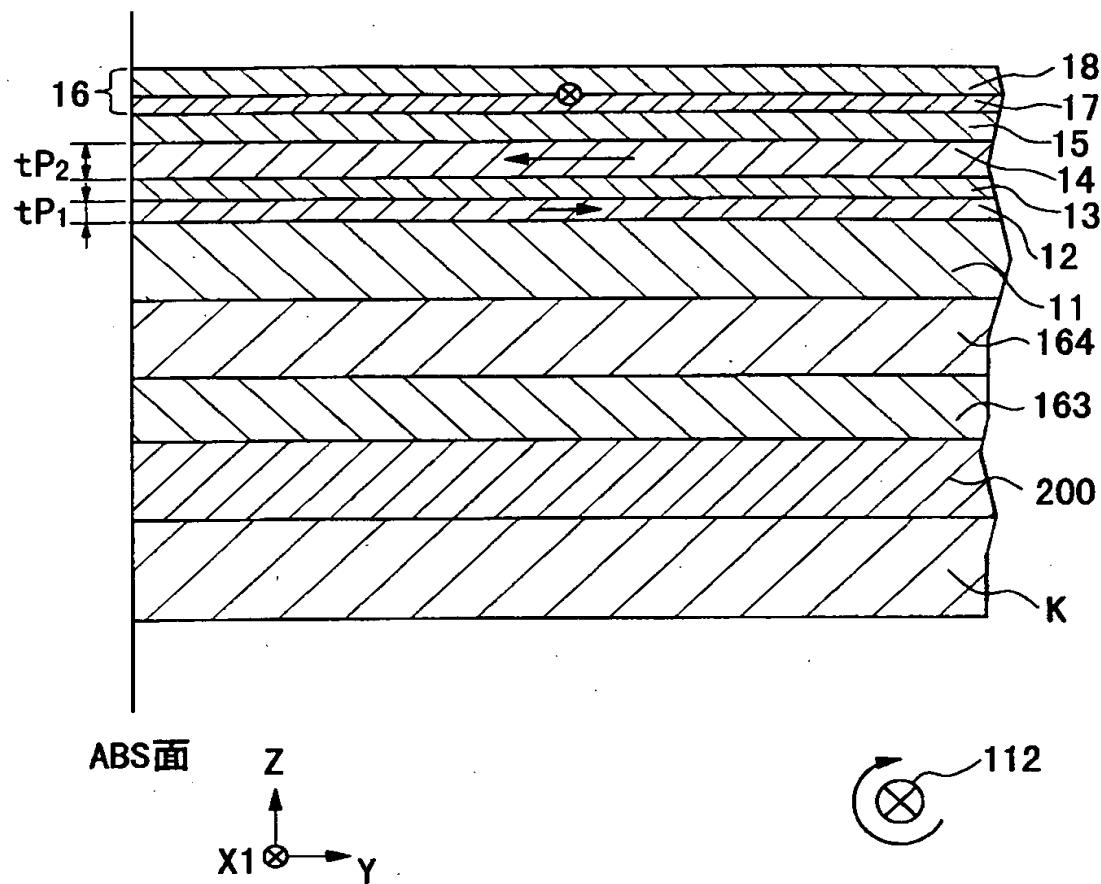
【図5】



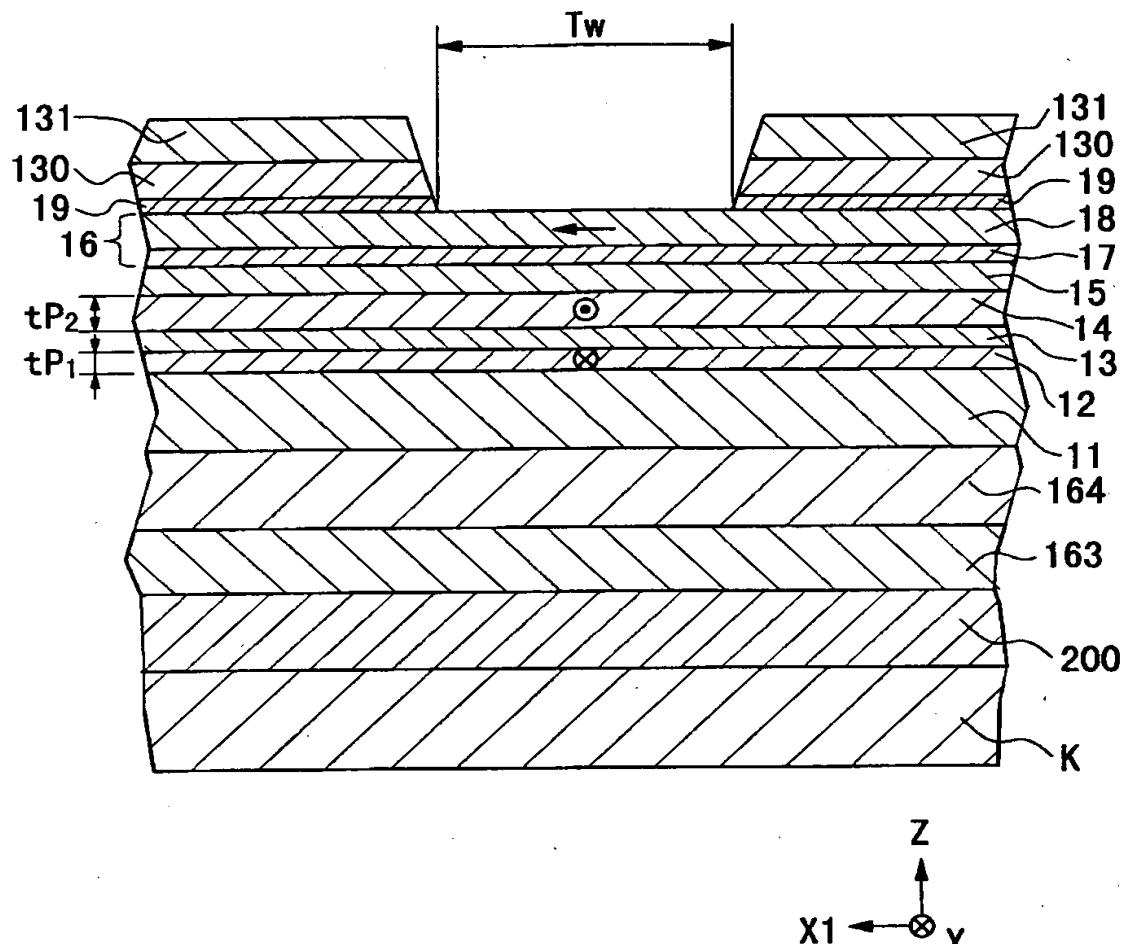
【図6】



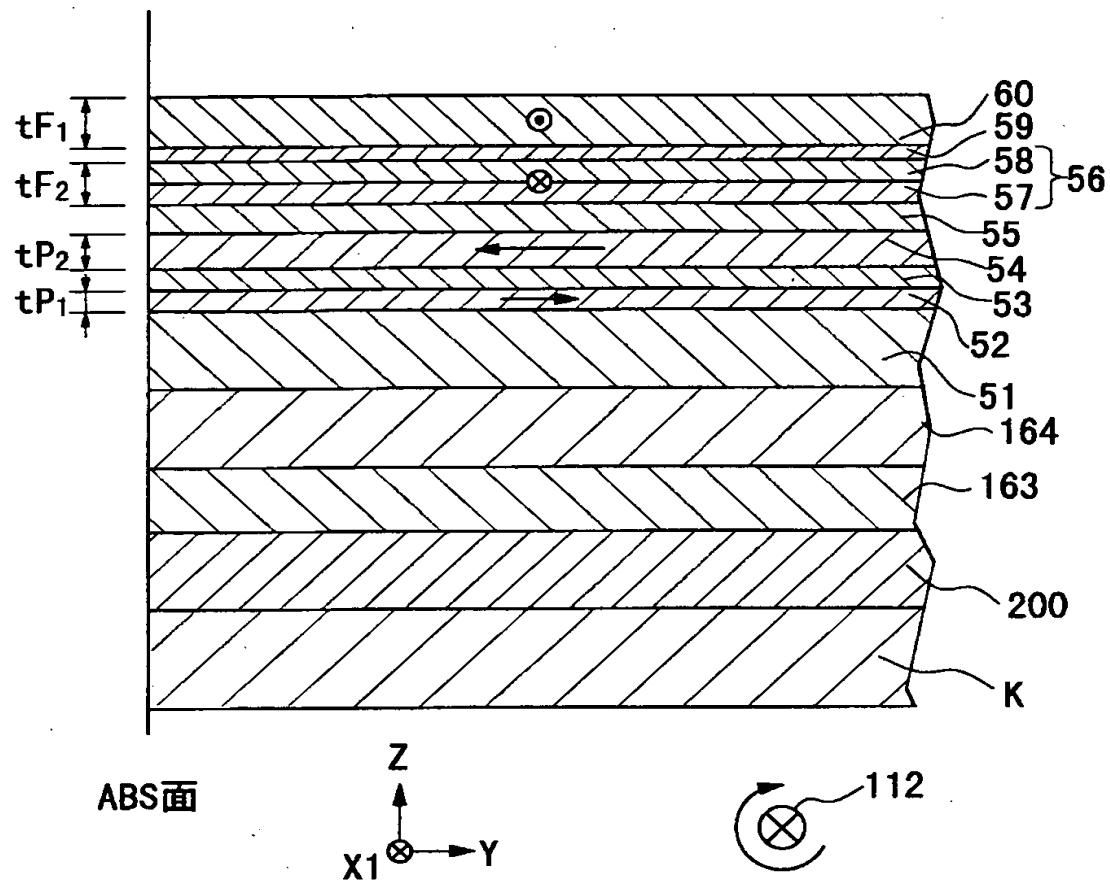
【図7】



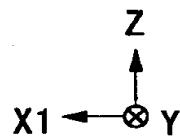
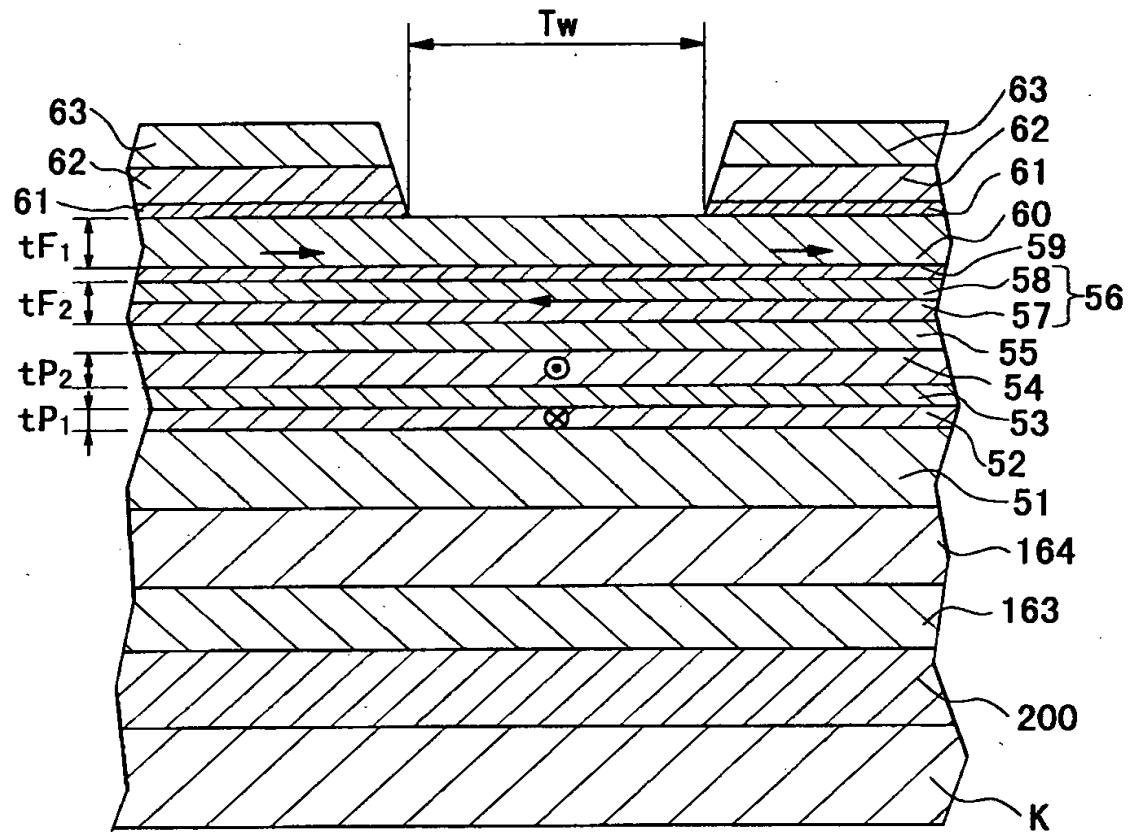
【図8】



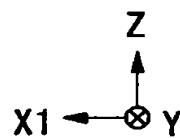
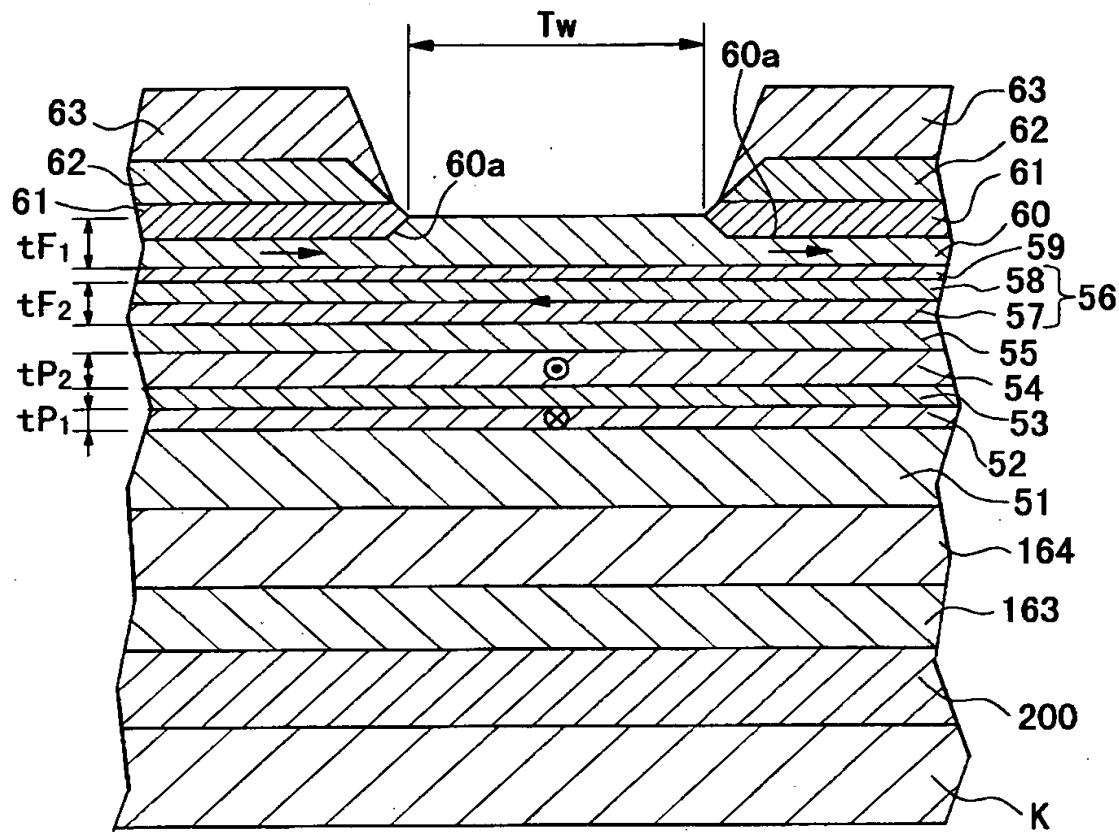
【図9】



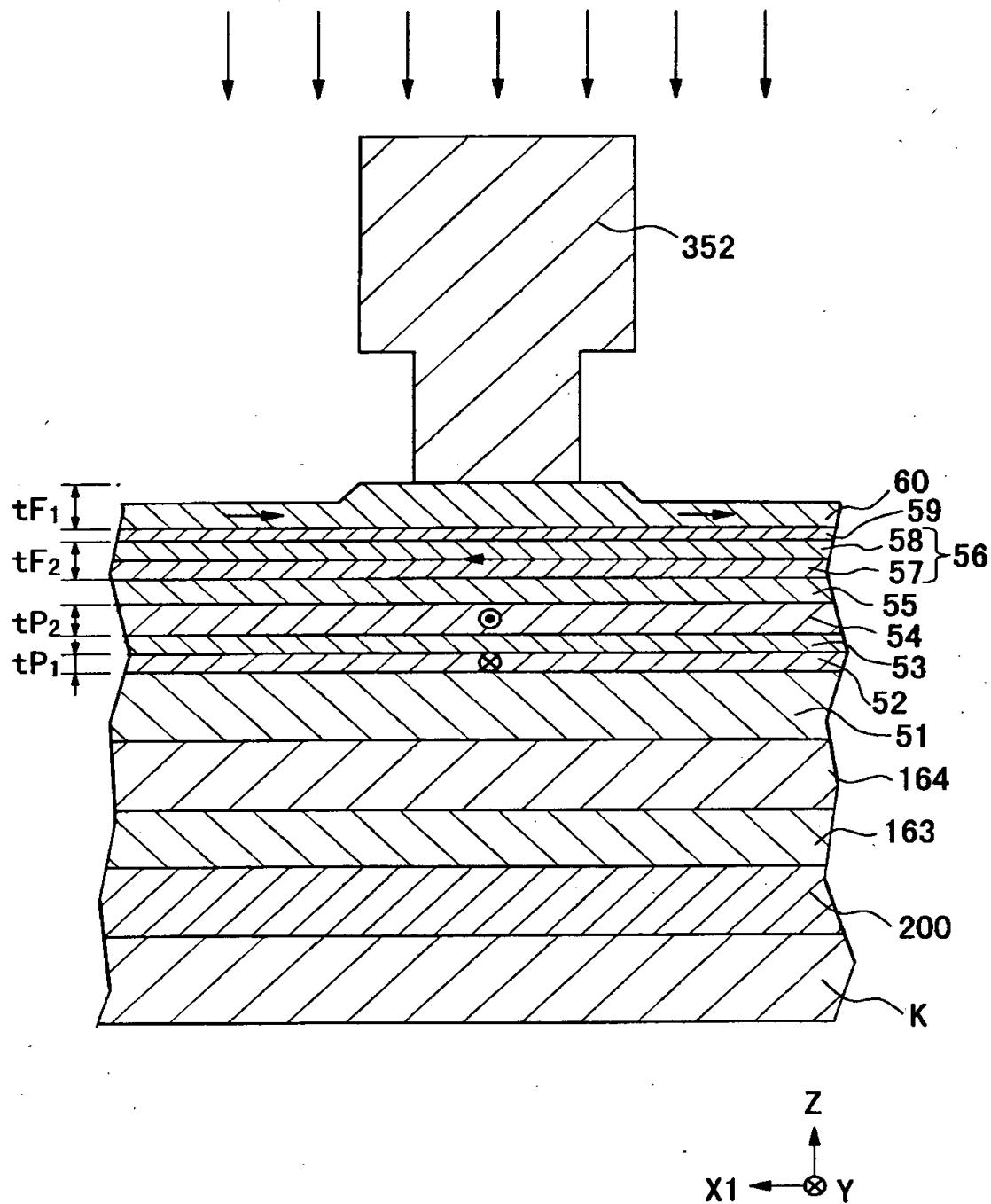
【図10】



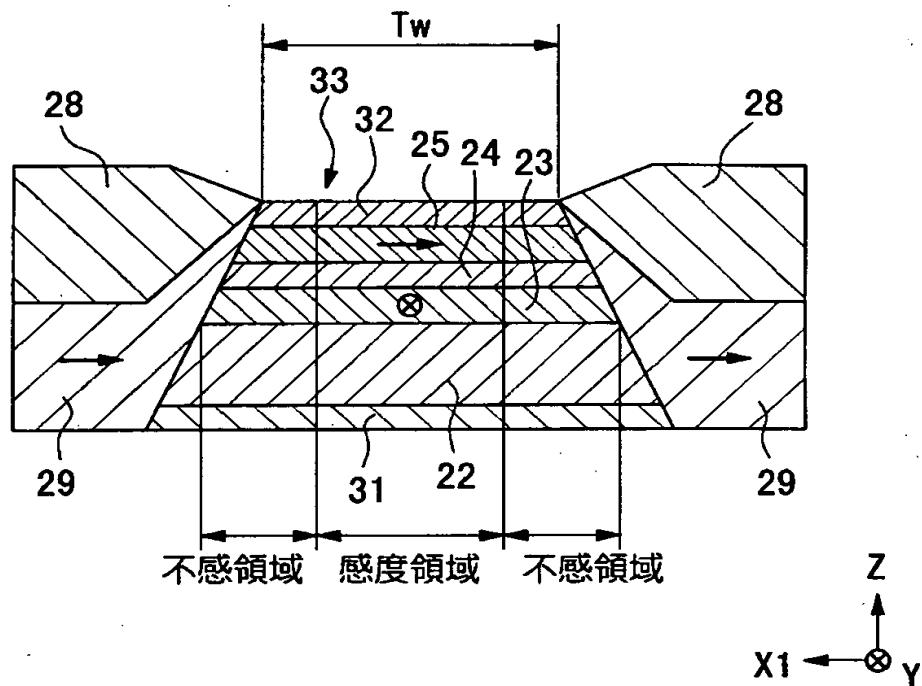
【図11】



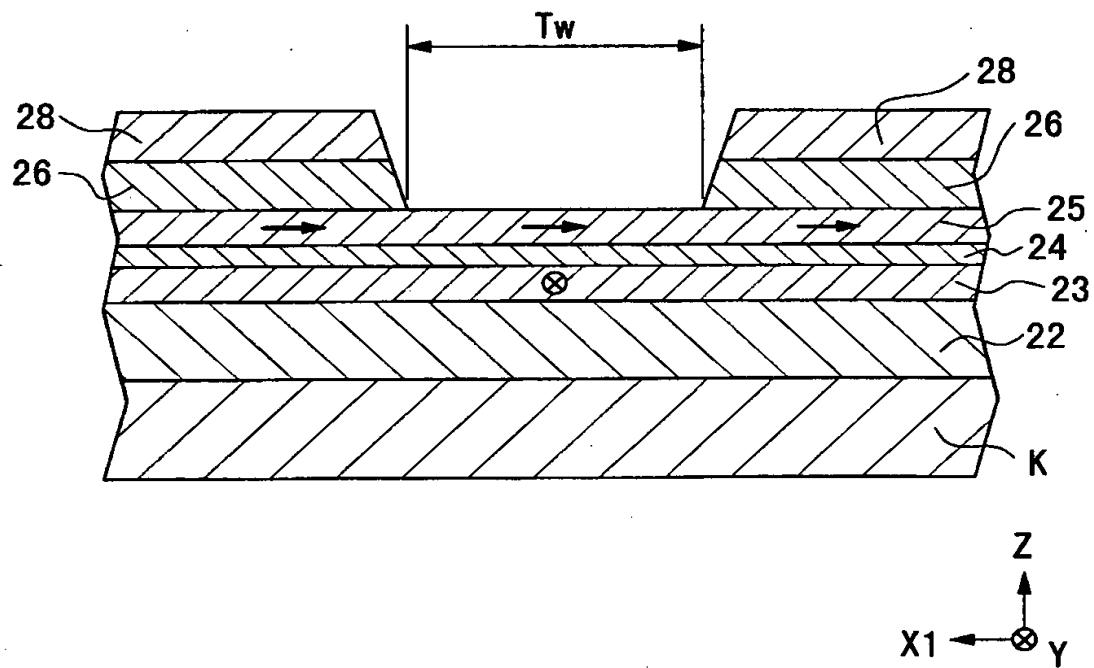
【図12】



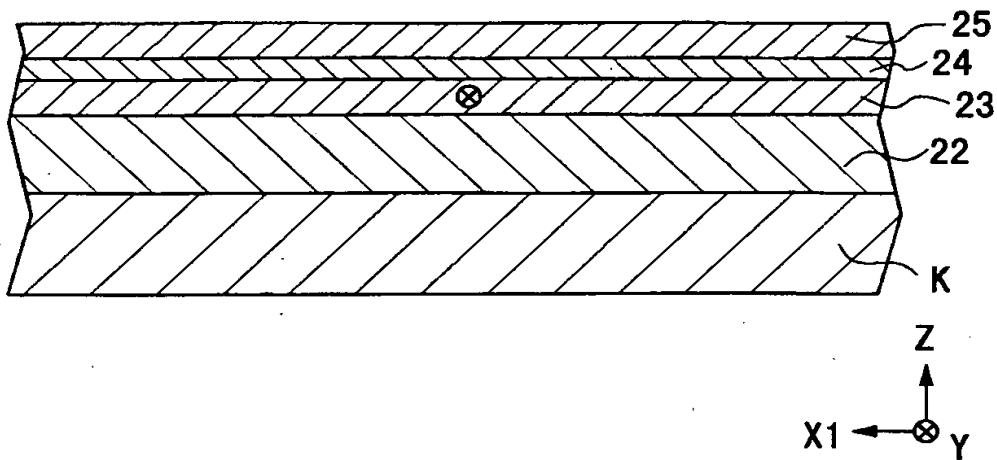
【図13】



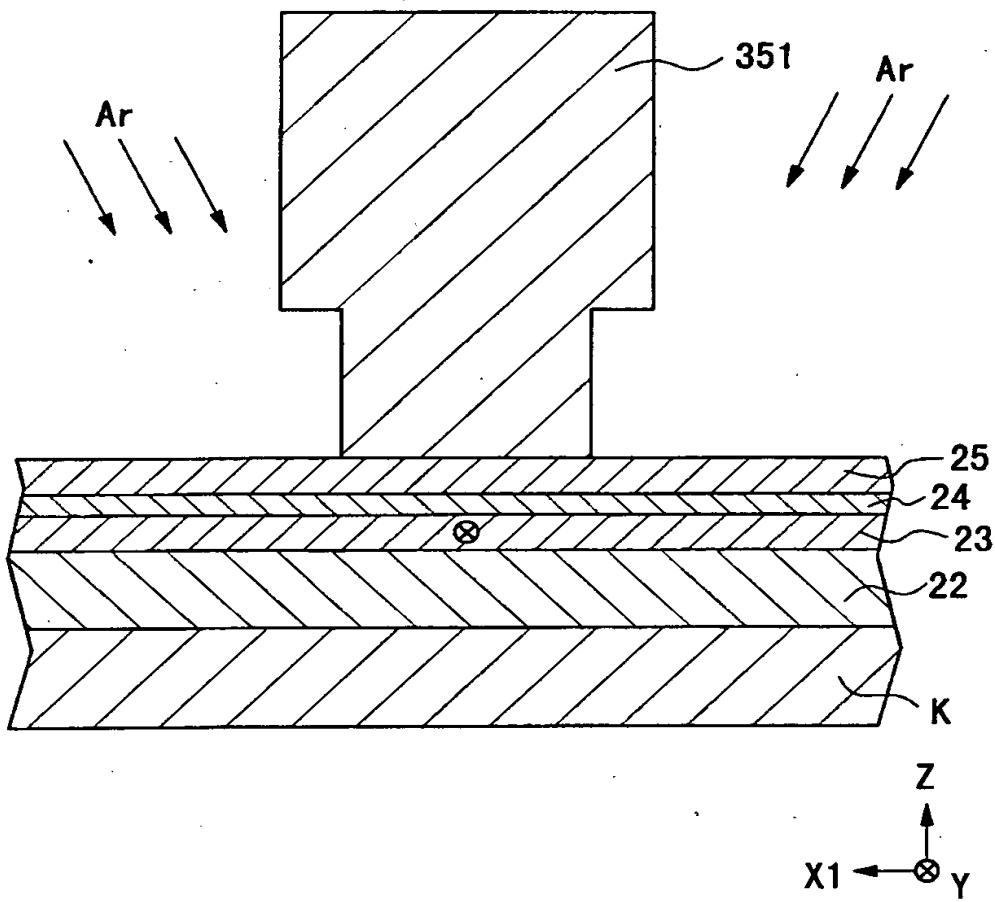
【図14】



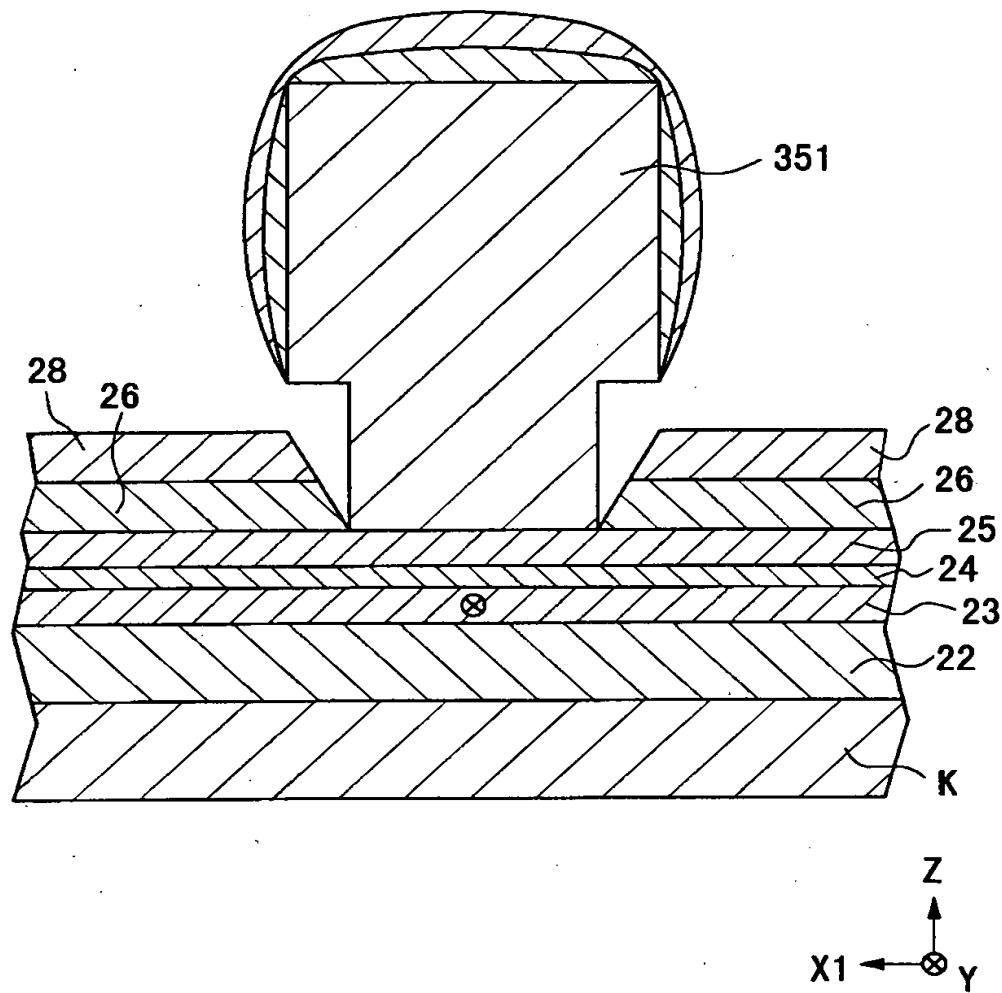
【図15】



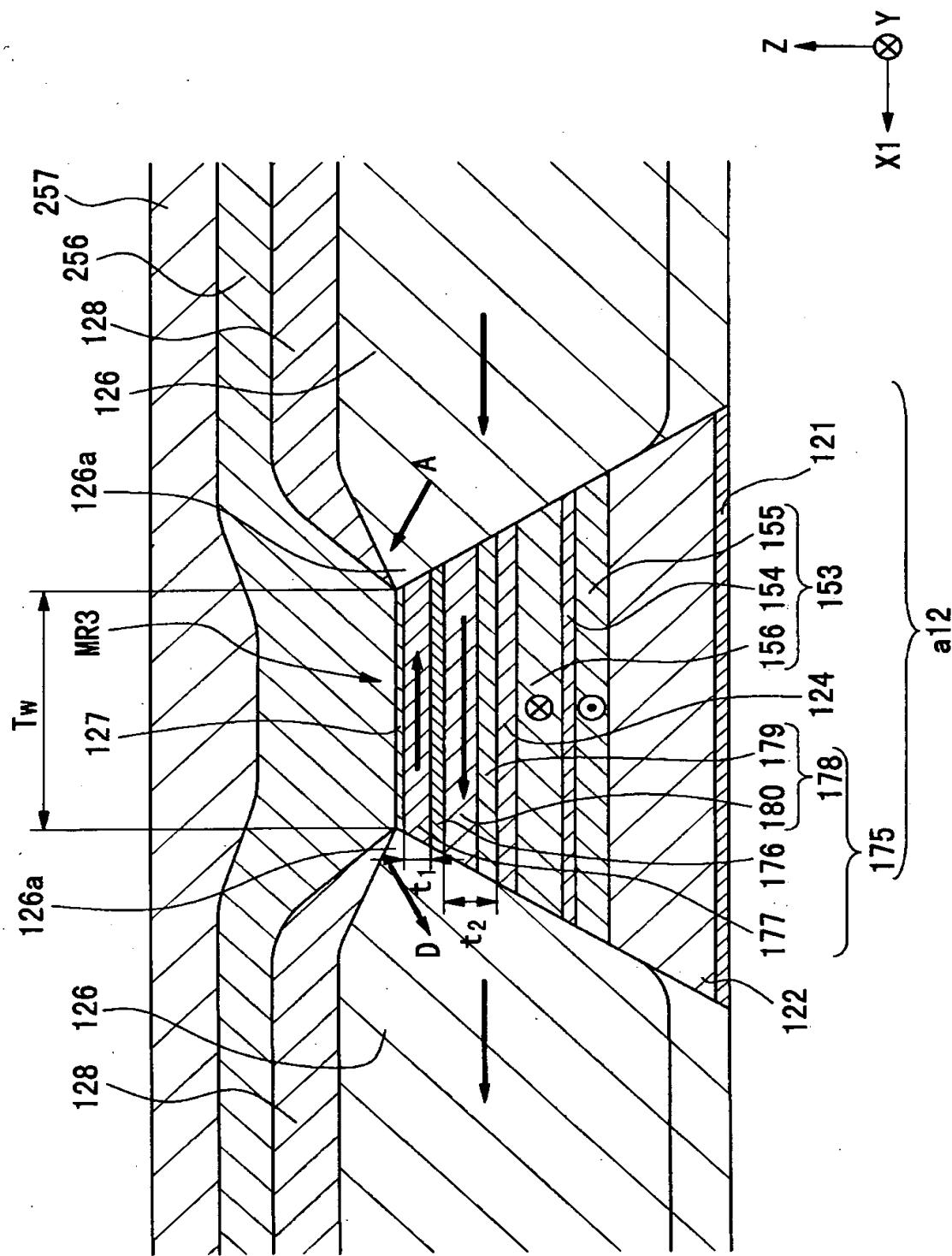
【図16】



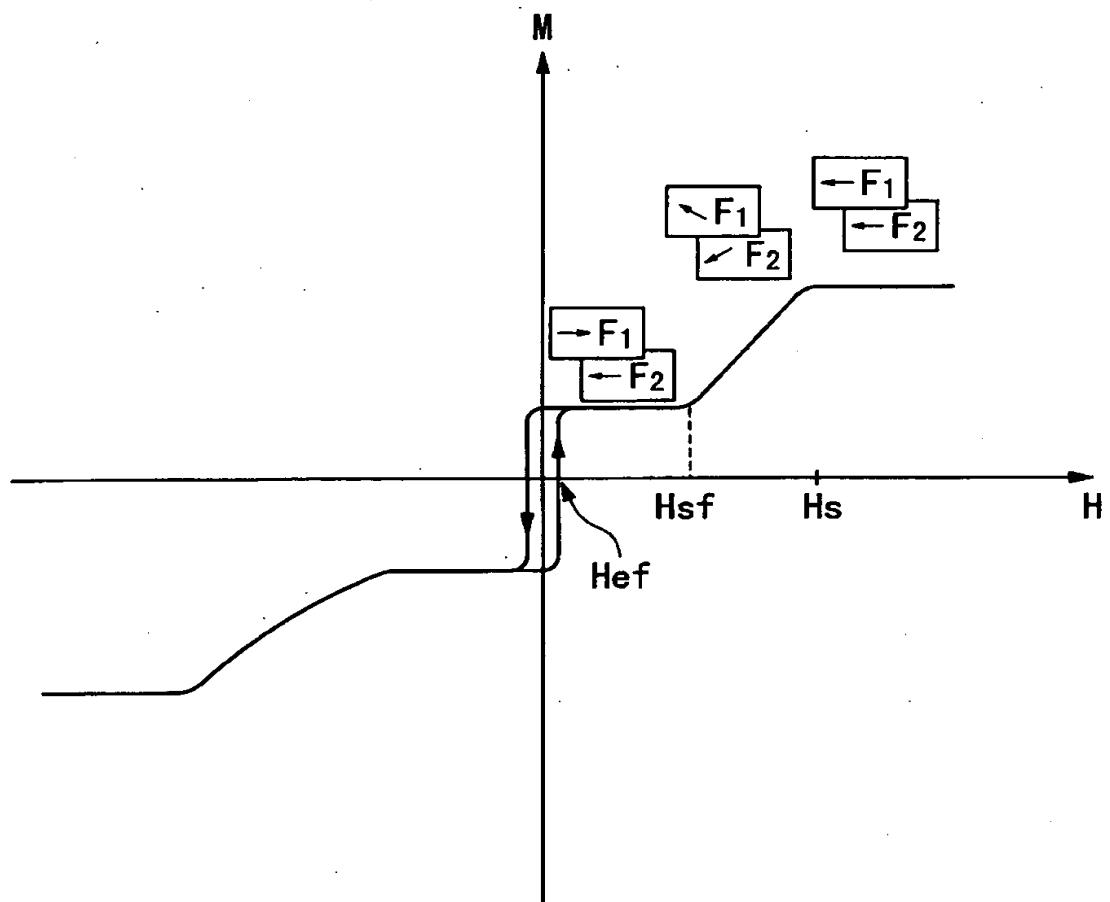
【図17】



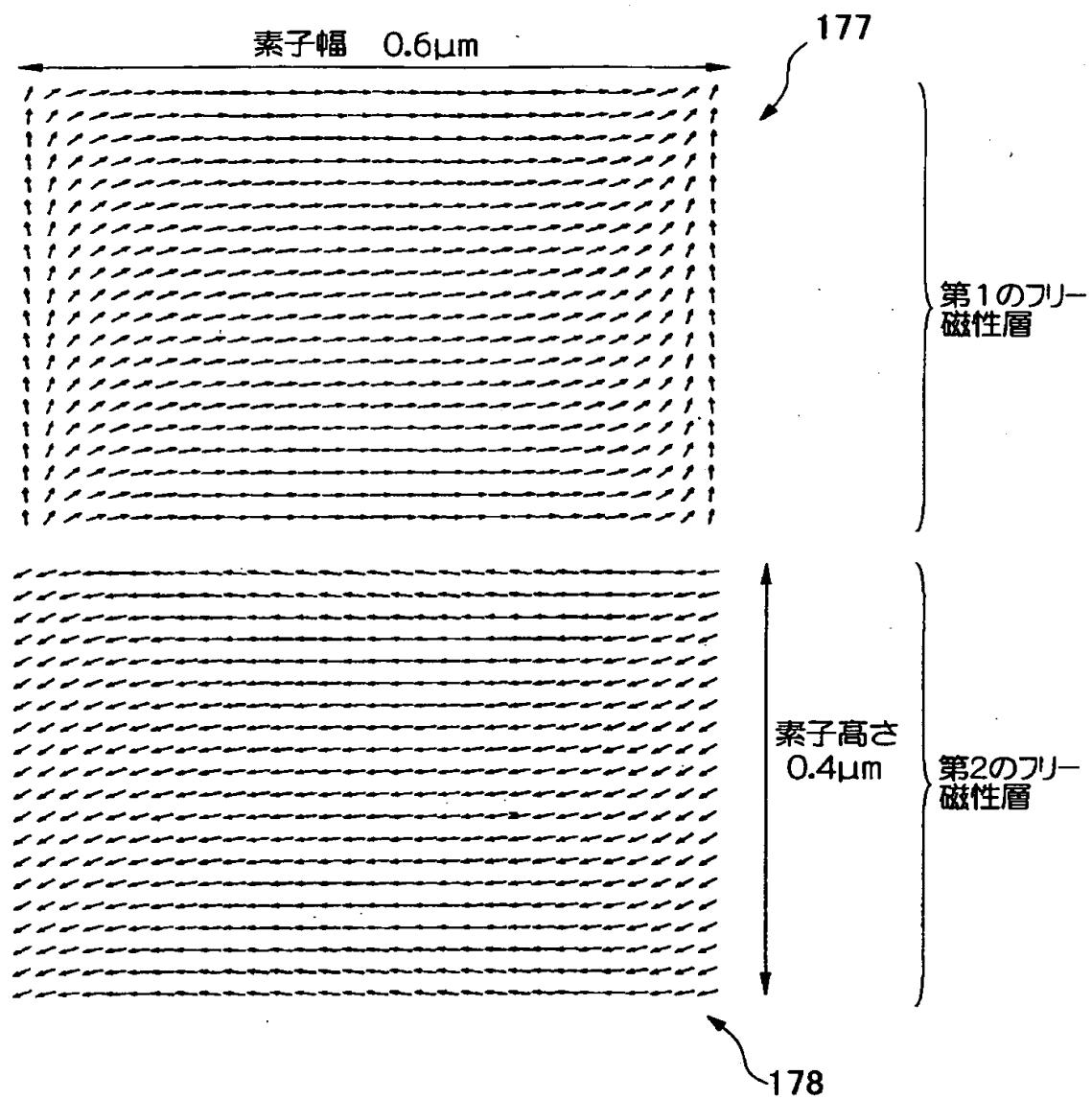
【図18】



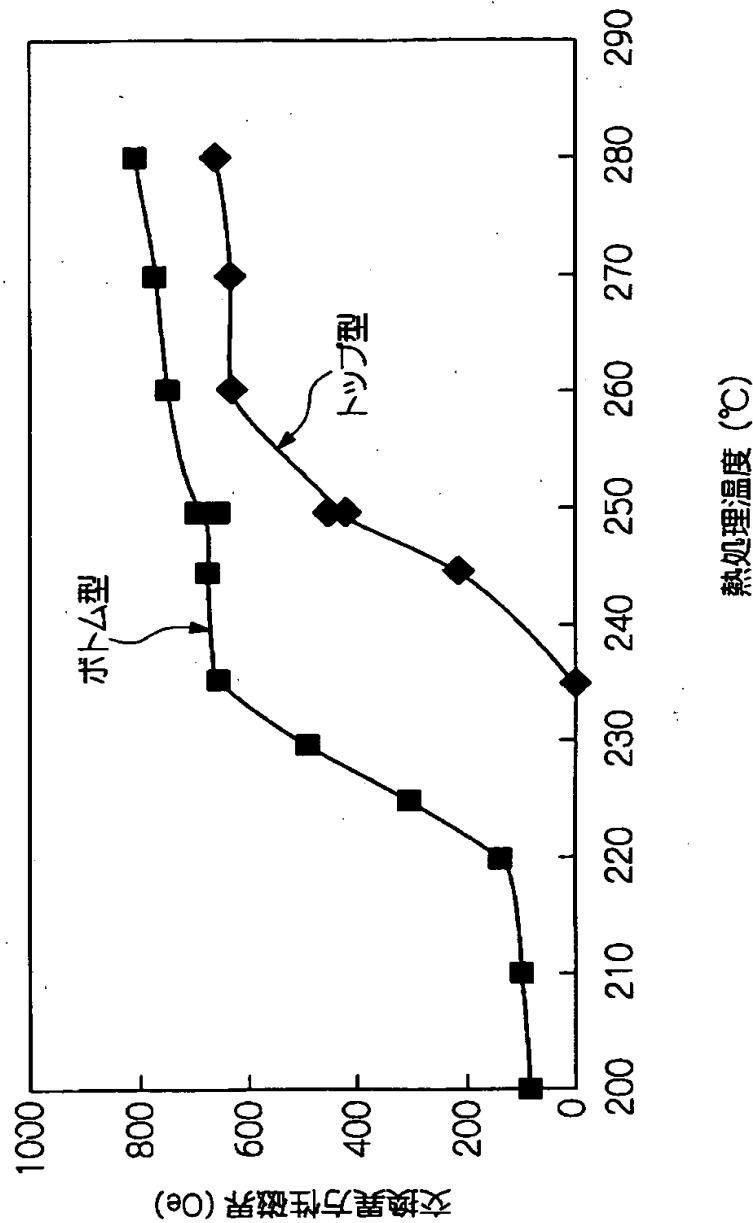
【図19】



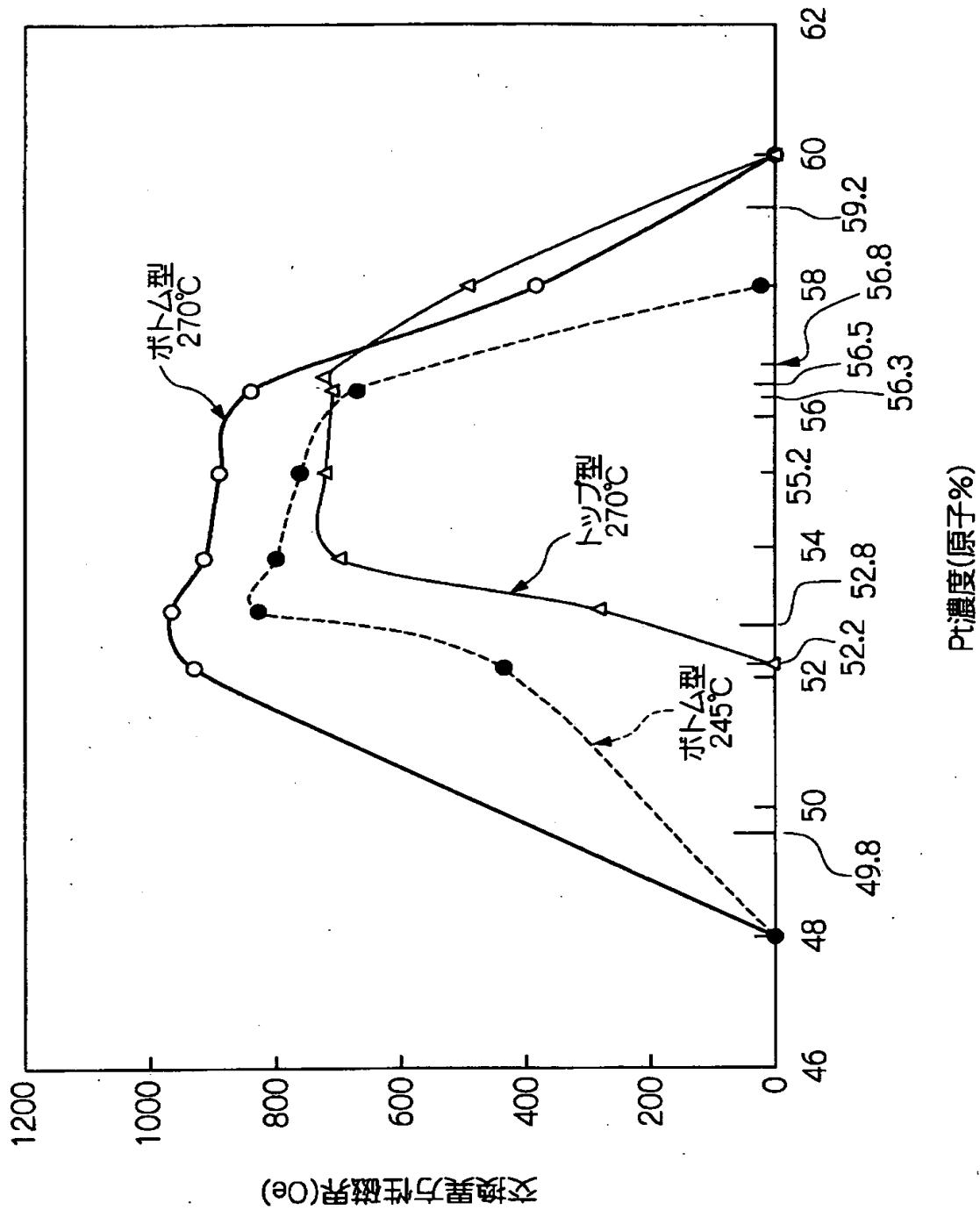
【図20】



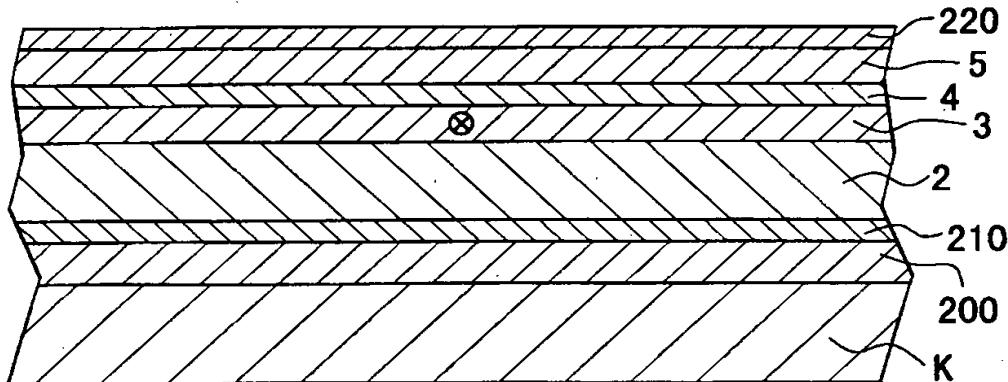
【図21】



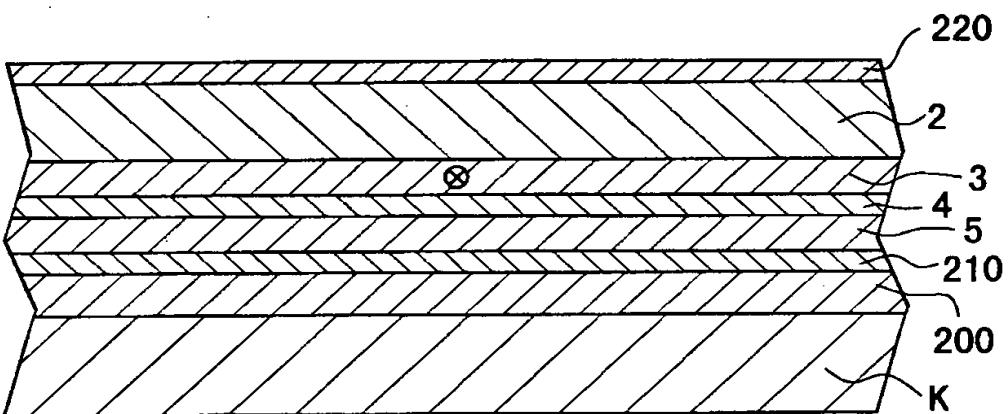
【図22】



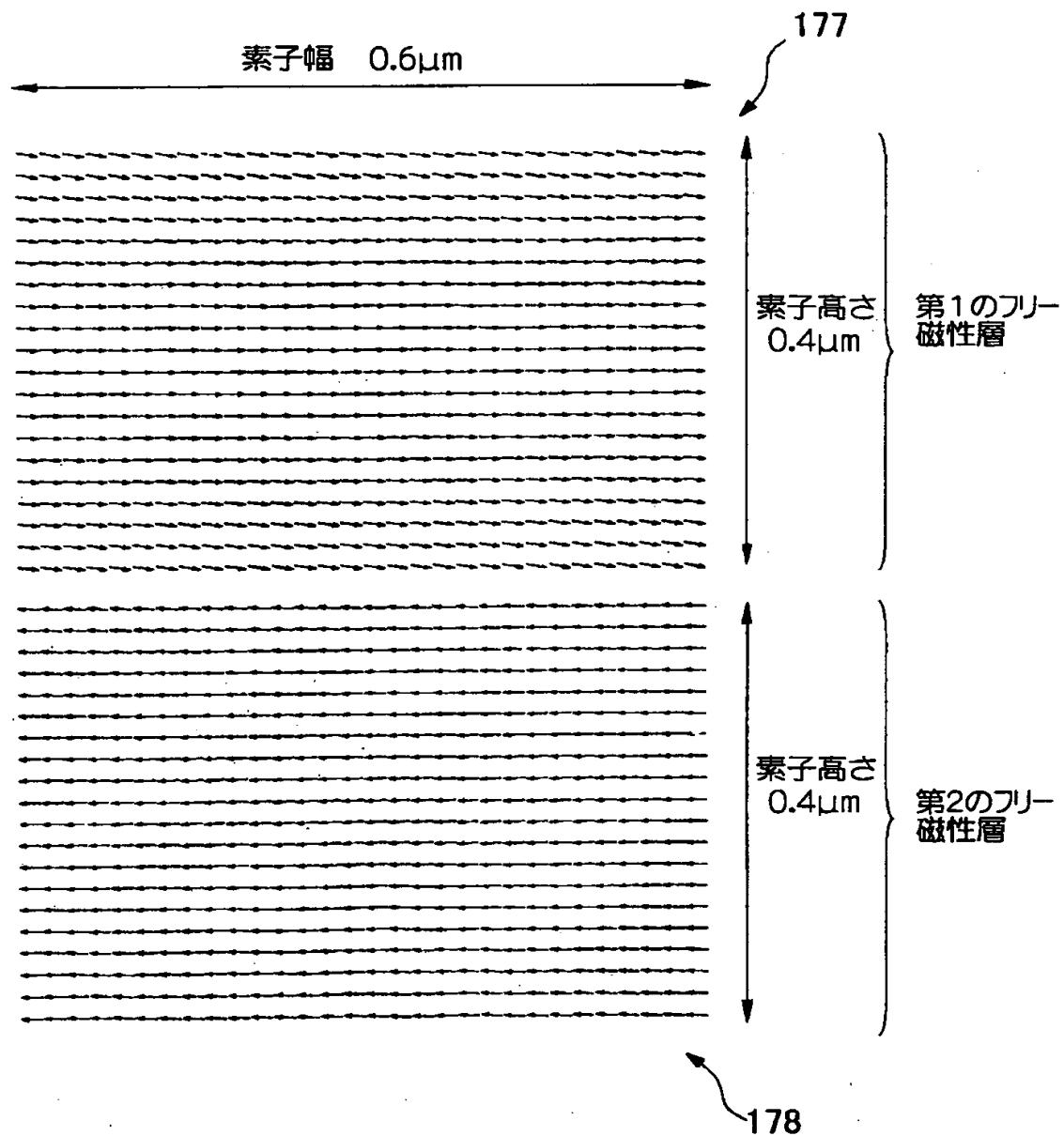
【図23】



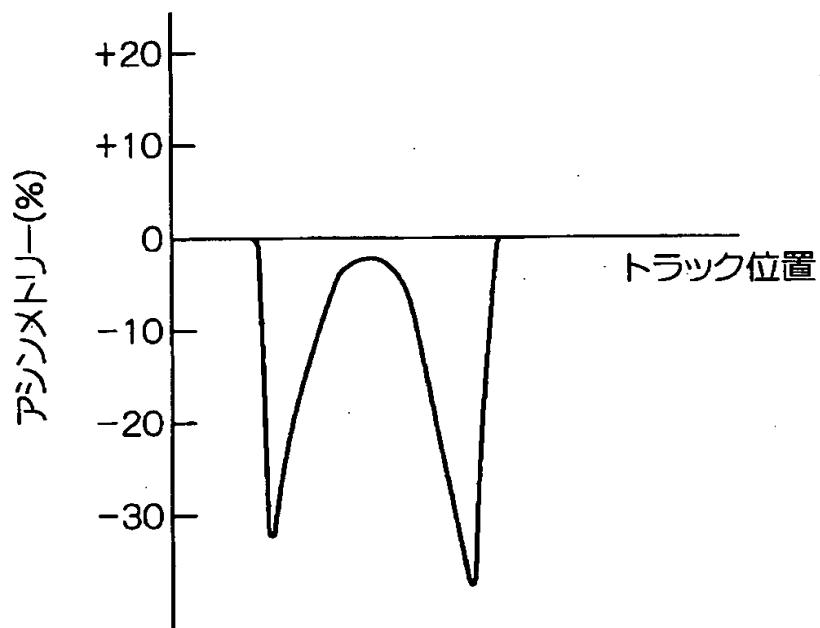
【図24】



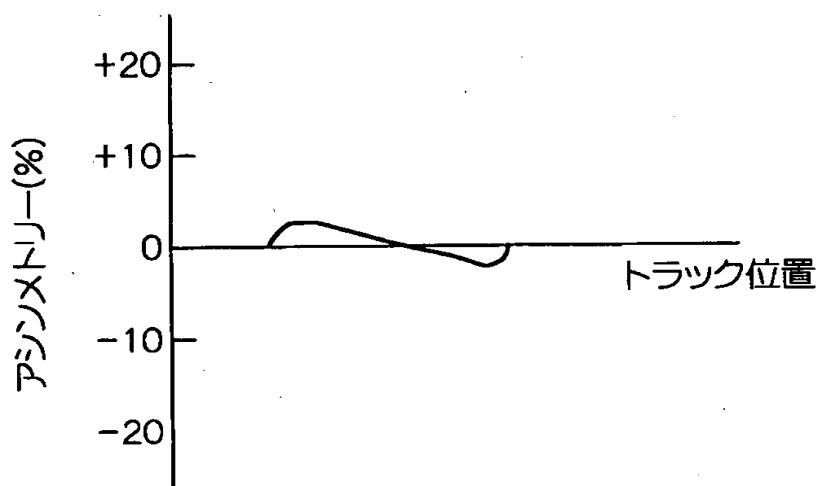
【図25】



【図26】



【図27】



【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 本発明は、耐熱性、耐食性に優れたスピナバルブ型薄膜磁気素子の提供と、フリー磁性層の磁化方向を確実に揃えることができるバイアス構造を備えたスピナバルブ型薄膜磁気素子の提供を目的とする。

【解決手段】 本発明は、反強磁性層と、磁化方向が固定される固定磁性層と、固定磁性層の上に非磁性導電層を介して形成されたフリー磁性層と、フリー磁性層の上にトラック幅に相当する間隔を開けて配置された軟磁性層と、軟磁性層上に形成され、フリー磁性層の磁化方向を固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃えるバイアス層と、導電層とを基板上有するスピナバルブ型薄膜磁気素子であり、反強磁性層およびバイアス層をPt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金から形成したものである。

【選択図】 図1

認定・付加情報

特許出願の番号	特願2000-016333
受付番号	50000073634
書類名	特許願
担当官	第八担当上席 0097
作成日	平成12年 1月28日

<認定情報・付加情報>

【特許出願人】

【識別番号】 000010098

【住所又は居所】 東京都大田区雪谷大塚町1番7号

【氏名又は名称】 アルプス電気株式会社

【代理人】

【識別番号】 100064908

【住所又は居所】 東京都新宿区高田馬場3丁目23番3号 ORビル 志賀国際特許事務所

【氏名又は名称】 志賀 正武

【選任した代理人】

【識別番号】 100108578

【住所又は居所】 東京都新宿区高田馬場3丁目23番3号 ORビル 志賀国際特許事務所

【氏名又は名称】 高橋 詔男

【選任した代理人】

【識別番号】 100089037

【住所又は居所】 東京都新宿区高田馬場3丁目23番3号 ORビル 志賀国際特許事務所

【氏名又は名称】 渡邊 隆

【選任した代理人】

【識別番号】 100101465

【住所又は居所】 東京都新宿区高田馬場3丁目23番3号 ORビル 志賀国際特許事務所

【氏名又は名称】 青山 正和

【選任した代理人】

【識別番号】 100094400

【住所又は居所】 東京都新宿区高田馬場3丁目23番3号 ORビル 志賀国際特許事務所

次頁有

認定・付加情報（続き）

【氏名又は名称】 鈴木 三義
【選任した代理人】
【識別番号】 100107836
【住所又は居所】 東京都新宿区高田馬場3丁目23番3号 ORビル 志賀国際特許事務所
【氏名又は名称】 西 和哉
【選任した代理人】
【識別番号】 100108453
【住所又は居所】 東京都新宿区高田馬場3丁目23番3号 ORビル 志賀国際特許事務所
【氏名又は名称】 村山 靖彦

次頁無

出願人履歴情報

識別番号 [000010098]

1. 変更年月日 1990年 8月27日

[変更理由] 新規登録

住所 東京都大田区雪谷大塚町1番7号
氏名 アルプス電気株式会社